

Д-р инж. Г. ЗАКС

**ПРАКТИЧЕСКОЕ
МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ**



ОИТИ-НКТП-1938

Dr.-Ing. G. SACHS

PRAKTISCHE METALLKUNDE

ZWEITER TEIL

SPANLOSE FORMUNG

1934

BERLIN

Д-р инж. Г. ЗАКС

ПРАКТИЧЕСКОЕ МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ

ЧАСТЬ ВТОРАЯ

ПЛАСТИЧЕСКОЕ ДЕФОРМИРОВАНИЕ

Перевод с немецкого и
под редакцией инж. Д. А. Петрова

Цена 6 руб., пер. 1 руб. 50 коп.

ОПТИ ИКТИ СССР

ГЛАВНАЯ РЕДАКЦИЯ ЛИТЕРАТУРЫ ПО ЦВЕТНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ
МОСКВА 1938 ЛЕНИНГРАД

ПРЕДИСЛОВИЕ К НЕМЕЦКОМУ ИЗДАНИЮ

Вторая часть моей книги посвящена вопросам пластической деформации металлов. В первой главе разбираются главным образом явления, связанные с свойствами обрабатываемого материала. Во второй главе устанавливаются зависимости, связанные с наличием собственных напряжений в материале, третья глава посвящена описанию технологических процессов.

Первая глава завершается кратким изложением важнейших теоретических основ, необходимых для понимания процессов деформирования. Эти теоретические положения завоевывают в последнее время все большее значение: многие стороны пластического деформирования стали понятными только на основе этих представлений. Мы сочли поэтому необходимым рассмотреть пластическое деформирование также с этой стороны, хотя практическое значение ее еще оспаривается. Читатель, который ищет в книге преимущественно фактический материал, может без ущерба для понимания прочих разделов опустить §§ 69—79, касающиеся теоретической стороны вопроса.

Г. Закс

Франкфурт на Майне
Апрель 1934

ВВЕДЕНИЕ

Способность к превращению литого или иным образом изготовленного исходного тела в полуфабрикат и из него в готовый продукт сложной формы не является исключительным свойством металлов и металлических сплавов. Пластические массы, дерево, продукты дерева и т. д. обладают пластичностью, которая допускает изменять их форму без разделения материала. Но никакая другая группа материалов не выделяется столь большим многообразием видов обработки и не выставляет столь высоких и многосторонних требований к пластичности материала, как металлы. Достаточно указать на два процесса: прокатку труб по Манесману и выдавливание, чтобы задать вопрос, каковы же те внутренние причины, которыми объясняется способность материала претерпевать столь невероятные метамор-

Фозы не только без разрушения, но еще и с значительным улучшением.

Наиболее отличительным свойством, обнаруживающимся при деформировании, является упрочнение. Без этого скрытого еще до сих пор от нашего понимания свойства металлов и других кристаллических веществ, которым обуславливается существование металлических конструкций и обрабатывающих машин. мы вообще не мыслим современной техники. Если бы это свойство отсутствовало, то все металлы были бы или такими же мягкими, как пластические массы в сыром состоянии, или же такими же твердыми и хрупкими, как стекло. Существуют, с одной стороны, металлы, например свинец и олово, которые обладают упрочнением лишь в ограниченной степени даже при комнатной температуре, с другой стороны, многие сплавы в этом отношении напоминают стекло. Область применения металлических материалов была бы весьма ограниченной, если бы существовали только подобные металлы или сплавы.

Упрочнение металла является совершенно своеобразным свойством. Ненарушенный монокристалл меди изгибается уже под влиянием собственного веса в несколько грамм. Кристалл в сильно деформированном (путем растяжения) состоянии, в котором он представляет плоскую ленту, выдерживает без изгиба несколько килограмм. Если этот деформированный кристалл нагревается до температуры красного каления, то он становится снова почти столь же мягким, как и прежде, и может претерпеть вторично столь же сильное растяжение. При травлении кислотой можно обнаружить полное изменение структуры прежде монокристалльного образца, распавшегося теперь на много мелких кристалликов. Растяжение и нагрев могут повторяться по желанию сколько угодно, часто без какого-либо ухудшения свойства меди.

Пластическое деформирование металлов, основывающееся на названных выше явлениях, стало известным уже с очень давних пор, прежде чем началось изучение его основных законов. Также давно были с успехом разработаны и сложные процессы деформирования. Однако только благодаря изучению упрочнения и связанных с ним явлений стало возможным современное высокое состояние техники производства полуфабрикатов и изделий и их высокое качество.

Правда, знания в этой области накапливаются часто очень бессистемно производственными и потому еще не являются общим достоянием. Даже в настоящее время нередки случаи, когда убыль единственного специалиста приводит к ощутительным производственным неполадкам и ухудшению качества. Однако в последнее время и в этой области техники намечается определенный перелом. Если еще и пройдет некоторое время, прежде чем будут решены многочисленные вопросы, связанные с пластическим деформированием, и станут ясны особенности различных материалов, то все же важнейшие закономерности уже выяснены. Эти добытые знания разбросаны в многочисленнейших не всегда одинаково ценных работах на различных языках и потому трудно доступны для многих специалистов. Цель автора при составлении настоящей книги и состояла главным образом в изложении того материала из опубликованных работ, который по его мнению представляет интерес для производственного.

А. ОБЩИЕ ЗАКОНЫ ДЕФОРМИРОВАНИЯ

ХОЛОДНОЕ ДЕФОРМИРОВАНИЕ

§ 1. Холодное и горячее деформирование

Хотя в технике обработки металлов давлением холодному деформированию обычно предшествует горячее, мы все же считаем более целесообразным начать систематическое изложение существующих здесь закономерностей с рассмотрения процессов холодного деформирования.

Часто защищавшийся ранее взгляд, что горячее деформирование принципиально отлично от холодного и может даже рассматриваться как более простой процесс, в настоящее время пересмотрен. Мы знаем теперь, что при горячем деформировании свойства материала не только не сохраняются приблизительно постоянными, как принималось ранее, но что в этом случае, как и при холодном деформировании, имеет место упрочнение материала. Однако на последний процесс одновременно налагаются разупрочнение и рекристаллизация, которые при холодном деформировании вызываются лишь другой рабочей операцией — отжигом. В то время как в последнем случае последовательность обоих процессов может точно регулироваться и направляться в желательном для нас смысле, совместное действие их при горячем деформировании не поддается учету и нередко приводит к нежелательным и трудно устранимым результатам.

Под холодным деформированием понимают, строго говоря, не просто формоизменение материала при комнатной ($20-30^{\circ}$) или более низких температурах, но по существу всякий процесс деформирования в области температур, при которых сохраняется достигнутое при этом упрочнение. Для тугоплавких материалов температуры эти могут быть довольно высокими, для большинства же легкоплавких они лежат заметно ниже комнатной температуры.

Все же очень трудно провести строгое различие между холодным и горячим деформированием. Многие явления из области горячего деформирования сознательно переводятся в область холодного; в других случаях это устанавливается как нежелательный результат неизбежного охлаждения. В соответствии с общей терминологией представляется целесообразным относить к горячему деформированию все те процессы изменения формы, при которых сохранение достигнутого при этом упрочнения сомнительно в какой-либо степени. Все же для определенного материала не представляется возможным строго раз-

границить температурные области горячего и холодного деформирования. Поэтому считают возможным рассматривать деформирование одного и того же материала при одной и той же температуре в одном случае как холодное деформирование, в другом — как горячее. Так, о прокатке цинка при комнатной температуре говорят обычно, как о холодной прокатке. Поведение же цинка в условиях длительного нагружения, например в условиях работы в качестве кровельного материала, ничем не отличается от поведения материала при горячем деформировании.

§ 2. Изменения свойств при холодном деформировании

При холодном деформировании изменяются не только механические, но также и другие свойства материала. Однако по степени изменения механические свойства далеко превосходят все другие, если не иметь в виду еще магнитных свойств ферромагнитных металлов.

В то время как ранее полагали, что все изменения свойств непосредственно связаны с упрочнением, многочисленные исследования последних десятилетий показали со всей достоверностью, что различные свойства могут изменяться при этом по-разному. В настоящее время можно скорее исходить из представления, что каждому отдельному свойству отвечают свои законы изменения. Если такое утверждение в действительности и не совсем правильно, то во всяком случае не представляется, например, возможным по определенной величине упрочнения, которое получил материал при обработке, выразить численно изменения других его свойств. Всякая попытка установить однозначную связь в этом смысле может быть признана безрезультатной.

Напротив, различные механические свойства в общем связаны между собой таким образом, что, например, повышение прочности при холодном деформировании всегда сопровождается одновременным же понижением удлинения. Все же и эти соотношения, как показывают более точные исследования, не подчиняются определенной закономерности, и изменения прочности и других механических свойств не являются еще чувствительной характеристикой для суждения о соответствующем изменении обрабатываемости материала. Существуют, возможно, некоторые свойства, например число загибов, которые реагируют на более тонкие изменения; однако в настоящее время нет еще достаточно обоснованных данных, которые позволили бы сказать что-либо достоверное по этому вопросу.

§ 3. Испытание на прочность и суждение о качестве материала

Суждение о материале по механическим свойствам представляется особенно сложным еще и потому, что они устанавливаются самым различным образом. Если эти свойства и могут быть объединены в отдельные группы по тому общему признаку, что они приводят к достаточно сходным заключениям о поведении материала, однако ряд тонкостей, о которых мы уже говорили выше, ставят под вопрос возможность суждения о материале на основании одного лишь испытания на прочность.

Взаимная связь между прочностью на разрыв и прочностью на изгиб несомненно очень велика, тем более, что в обоих случаях отказ в работе материала вызывается одинаковыми растягивающими напряжениями. Однако поведение различных материалов при обоих видах испытания отнюдь не всегда одинаково. Если к тому же привлечь для сравнения испытания на ударную вязкость, то ведь общеизвестно, что для стали результаты при этом оказываются часто совершенно неожиданными, если известны только свойства, полученные при обычном статическом испытании. Если в настоящее время мы и можем с известным правом допустить, что объяснения этому следует искать в сдвиге температурных и скоростных соотношений¹, то это вовсе еще не решает вопроса: в самом деле, ударное испытание характеризует материал в каком-то ином, особом отношении, что при других испытаниях устанавливается лишь при весьма обстоятельном эксперименте². Вопрос о том, какое значение имеет ударная вязкость стали и является ли необходимым вводить ударное испытание как дополнительное при приемке для некоторых целей, в настоящее время стал даже предметом оживленной дискуссии. Особо важным аргументом выдвигаются, с одной стороны, неясность и ненадежность этой характеристики и связанные с этим испытанием дополнительные накладные расходы на производство, с другой стороны, указывают на незаменимость этих испытаний, считая, что они обнаруживают какие-то специальные свойства материала.

Несомненно, что ряд испытаний какого-либо материала или элемента конструкции говорят больше, нежели одно испытание. Однако ценность дополнительных испытаний, как правило, быстро уменьшается с их числом, если это не относится прямо к производственному испытанию: иначе говоря, умножая число применяемых методов испытаний, мы только медленно, асимптотически приближаемся к ожидаемой предельной надежности результатов. Многообразие методов испытаний все же исчезающе мало по сравнению с многообразием практически претерпеваемых материалом нагрузок. Ни одно даже самое основательное предварительное испытание не может устранить полностью наступления возможных аварий. К тому же слишком большое число схематических методов испытаний имеет еще и тот недостаток с чисто психологической стороны, что ослабляет чувство персональной ответственности. Более надежное суждение о поведении материала, а вместе с тем и большая уверенность в результатах приобретаются обычно в том случае, если дополнительно проводятся несколько хорошо продуманных, приспособленных к специальным условиям применения ориентировочных испытаний.

§ 4. Изменения механических свойств при холодном деформировании

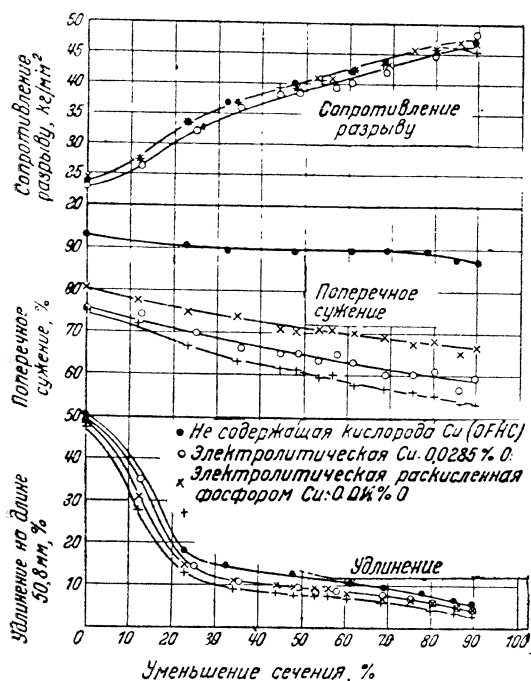
Изменения механических свойств, вызываемые холодным деформированием, очень сходны для большинства материалов, как показано в ряде фигур, приведенных в тексте. Они состоят в том, что одни

¹ Cp. P. Goerens u. R. Mailänder: Forsch.-Arb. Ing.-Wes. 1927 Heft 295 S. 18—34.

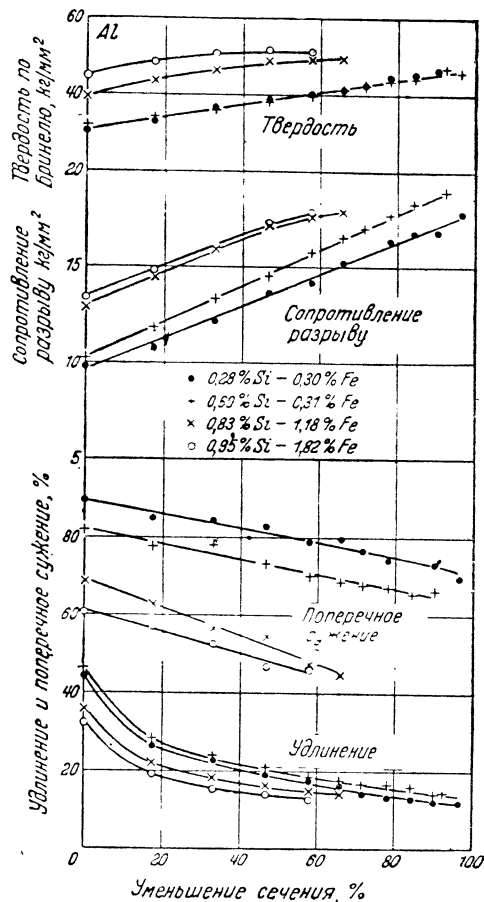
² Cp. W. Kuntze: Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 2 (1928/29) S. 109—117; Metallwirtsch. Bd. 8 (1929) S. 992—998, 1011—1017; Z. VDI, Bd. 74 (1930) S. 78—82.

свойства (фиг. 1 и след.), которые объединяются общим понятием — сопротивление деформированию, как то: предел упругости и предел текучести, сопротивление разрыву, твердость и т. д., возрастают с увеличением степени деформации, в то время как другие — удлинение при испытании на растяжение и глубина продавливания по Эриксену — падают.

Не совсем ясен, напротив, характер изменения поперечного сужения при испытании на растяжение, которое, как часто наблюдается, повышается при малых степенях холодной деформации (ср. фиг. 17) ¹. Так как эту характеристику часто считают особо надежным критерием способности материала к деформированию, то, казалось бы, малые деформации, обычные при правке и прокладке путем растяжения и прокатки,



Фиг. 1. Влияние волочения на механические свойства различных сортов меди (по Уэбстеру, Христ и Пратту).



Фиг. 2. Влияние волочения на механические свойства горячекатаного алюминия различной чистоты (по Рейнхардту).

ни в какой степени не должны ухудшать материал в отношении его способности к формоизменению, а скорее улучшать его, хотя с этим и связано некоторое падение удлинения. Подтверждается ли это в действительности, например при изгибе или скручивании, до сих пор,

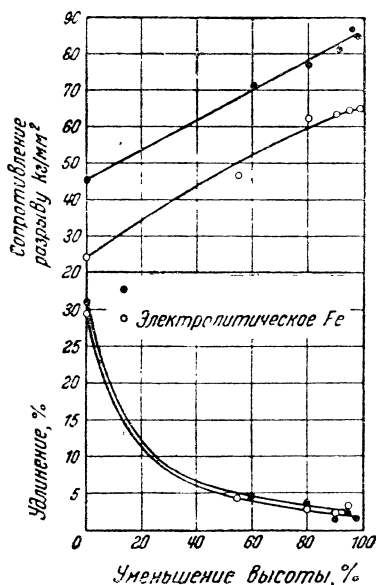
¹ Striebeck, R.: Z. VDI Bd. 53 (1909) S. 241—250; Forsch.-Arb. Ing.-Wes. 1910 Heft 85 S. 33—51. Linicus, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsch. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 38—67.

повидимому, не установлено. Можно, однако, с надежностью принять, что малые деформации в этом отношении по крайней мере безвредны. Более подробно это будет разобрано в § 9.

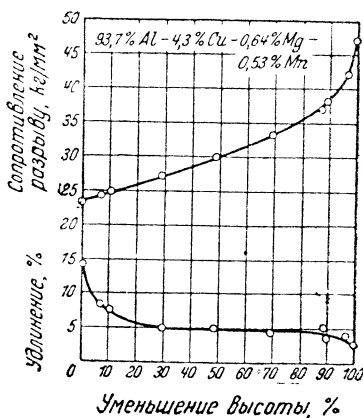
В соответствии с изменением поперечного сужения находится также установленное Кунце возрастание сопротивления отрыву образцов с острым запилем при холодном деформировании¹.

В отдельных случаях наблюдается также, что сопротивление разрыву и твердость алюминия, меди, латуни и т. д. по достижении максимума² с дальнейшим увеличением степени холодной деформации уменьшаются. Так как это противоречит другим данным, относящимся к тем же материалам (ср. фиг. 1 и 2), и упомянутые явления характерны только для легкоплавких материалов (ср. §§ 66 и 67), необходимо

принять, что в этих случаях температура в процессе деформирования настолько повышалась вследствие теплового эффекта, что могло наступить некоторое разупрочнение.



Фиг. 3. Влияние прокатки на сопротивление разрыву и удлинение никеля и железа (по Керберу и Гоффу).



Фиг. 4. Влияние прокатки на сопротивление разрыву и удлинение дуралюмина (по Бахметеву).

§ 5. Упрочнение различных материалов

Различные материалы неодинаково упрочняются при деформировании, как показывает фиг. 1 и след. Кривые свойств, характеризующие сопротивление деформированию, т. е. кривые упрочнения, обнаруживают для каждого материала характерный, более или менее крутой изогнутый ход. Они получаются независимыми в первом приближении от

¹ Kuntze, W.: Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 2 (1928/29) S. 109—117; Z. VDI Bd. 73 (1929) S. 469—471, Bd. 74 (1930) S. 78—82, 231—234 Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 264—268 Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 20 (1932); Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 179—184, 343—347.

² Rawdon, H. a. H. Mutchler: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. v. 70 (1924) P. 342—364. Freeman, J. R. a R. F. France; Technol. Pap. Bur. Stand. 1925 Nr. 288. Körber, F. u. H. Hoff: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforschg., Düsseldorf. Bd. 10 (1928) S. 175—187.

формы и размеров деформируемого материала и испытываемого тела, если только материал претерпел приблизительно одинаковую предварительную обработку, т. е. был хорошо отожжен.

Далее, как будет показано в § 77, различные виды деформирования можно выразить одинаковой единицей измерения. Для этого необходимо условиться в выборе степени деформации, выражая ее или как уменьшение поперечного сечения q (при волочении, прессовании, растяжении) как принято в этой книге, или как уменьшение высоты η (при прокатке, осаживании), или же как удлинение (или увеличение поперечного сечения при осаживании) λ или, наконец, как так называемую эффективную деформацию ϵ Людвига (Ludwik). Названные характеристики легко выражаются одна через другую при помощи следующих соотношений:

$$1 + \lambda = \frac{1}{1 - q} = \frac{1}{1 - \eta}$$

$$\epsilon = \ln(1 + \lambda) = \ln \left(\frac{1}{1 - q} \right) = -\ln(1 - q).$$

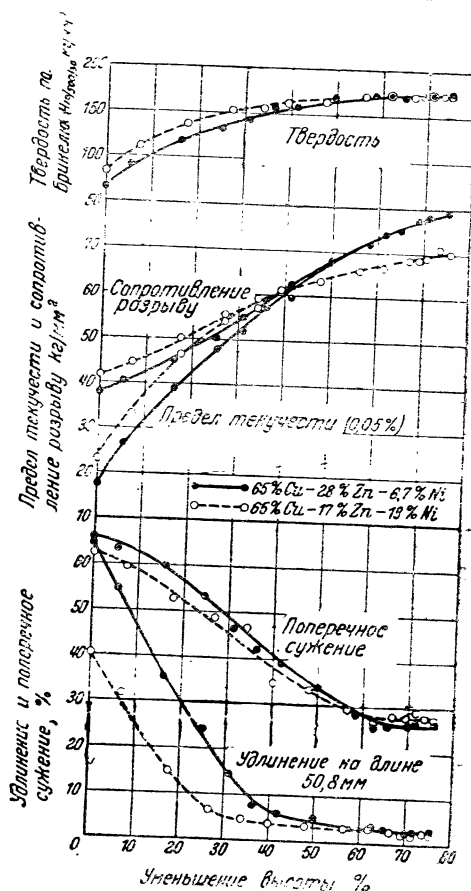
Для различных металлов и сплавов имеются многочисленные исследования изменений механических свойств при холодной прокатке и волочении. Сюда относятся, например, исследования над алюминием¹ и его сплавами², медью³, латунью⁴ и другими медными

¹ Reinhardt, R.: Diss. Dresden 1920. Wunder, W.: Elektrotechn. Z. Bd. 45 (1924) S. 1109—1115. Körber, F. u. H. Hoff: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 10 (1928) S. 175—187. Schwarz, O.: Forsch.-Arb. Ing.-Wes. 1929 Heft 313.

² Cohn, L.: Verh. Ver. Bef. Gewerbefleisz. Bd. 89 (1910) S. 643—654. Bachmetew, F.: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 451—454.

³ Grard: Rev. Métallurg. v. 6 (1909) P. 1069—1113. Stribeck, R. Z. VDI Bd. 53 (1909) S. 897—901; Forsch.-Arb. Ing.-Wes. 1910 Heft 85 S. 33—51. Mathewson, C. H. a. E. M. Talheimer: Bull. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. 1916 P. 1185. Müller, W.: Forsch.-Arb. Ing.-Wes. 1918 Heft 11. Johnson, F.: J. Inst. Met., Lond. v. 21 (1919 I) P. 335—376, v. 23 (1920 I) P. 443—498. Alkins, W. E.: J. Inst. Met., Lond. v. 23 (1920 I) P. 381—442, v. 31 (1924 I) P. 157—163. Körber, F. u. H. Hoff: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 10 (1928) S. 175—187. Krupkowski, A.: Rev. Métallurg. v. 28 (1931) P. 529—545, 598—609, 641—660, v. 29 (1932) P. 16—33, 74—92. Webster, W. R., J. L. Christie a. R. S. Pratt: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. 1933 P. 166—169. Ancelle, A.: Rev. Métallurg. v. 30 (1933) P. 266—274, 309—318.

⁴ Grard: Rev. Métallurg. v. 6 (1909) P. 1069—1113. Stribeck, R.: Z. VDI Bd. 53 (1909) S. 897—901; Forsch.-Arb. Ing.-Wes. 1910 Heft 85 S. 33—51. Körber, F. u.

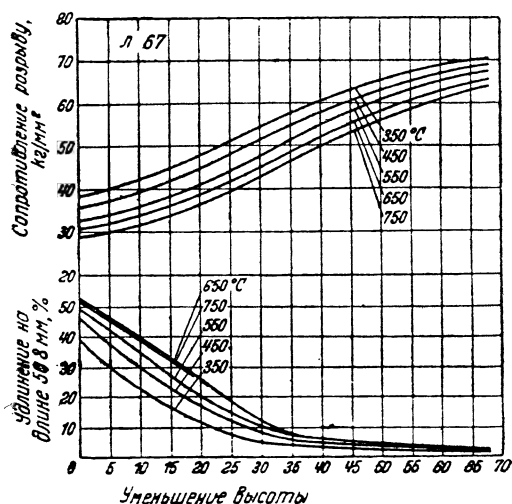


Фиг. 5. Влияние прокатки на механические свойства нейзильбера (по Прейсу и Давидсону).

сплавами¹, никелем и его сплавами², серебром и его сплавами³, золотом и его сплавами⁴. Некоторые кривые приведены на фиг. 1—5.

§ 6. Влияние предшествовавшей истории и степени чистоты материала на его упрочнение

Приводимые в различных источниках данные, относящиеся к рассматриваемому здесь вопросу, расходятся между собой в известных пределах. Причины этого различные. Одна из них состоит в том, что исходное состояние материала еще недостаточно характеризуется ука-



Фиг. 6. Влияние промежуточного отжига на упрочнение латуни (Л67) при прокатке (по Бассету и Дэвису).

занием химического состава и обычных в практике условий отжига. Как степень чистоты, так и вся предшествовавшая история полуфабриката могут обуславливать немалые колебания в свойствах «одинакового» материала в «одинаковом» состоянии. По существу все те факторы, которые оказывают влияние на механические свойства отожженного материала, обнаруживаются также в соответствующем смещении кривых упрочнения.

Предварительная обработка действительно чистых металлов лишь незначительно влияет на упрочнение. Для меди установлено влияние степени деформации перед последним отжигом⁵. Механические свойства несложных по структуре

сплавов (твердые растворы) могут также в значительной степени зависеть от температуры отжига (ср. § 28)⁶. Фиг. 6 показывает это на примере латуни (Л67) по Бассету и Дэвису.

P. J. H. Wieland: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 3 (1921) S. 57—87, Bassett, W. H. a. C. H. Davis: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 P. 55—73. Körber, F. u. H. Hoff: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 10 (1928) S. 175—187.

¹ Müller, W.: Forsch.-Arb. Ing.-Wes. 1918 Heft 211. Price, W. B. a. P. Davidson: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. v. 64 (1920) p. 510—523.

² Browne, D. H. a. J. F. Thompson: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. v. 64 (1920) P. 387—419. Körber, F. u. H. Hoff: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 10 (1928) S. 175—187. Ancelle, A.: Rev. Métallurg. v. 30 (1933) P. 266—274, 309—318.

³ Saefte, F. u. G. Sachs: Z. Metallkde, Bd 17 (1925) S. 155—161, 258—264, 294—298. Ellis, O. W.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 P. 755—756. Holzmann, H.: Festschrift Siebert, S. 121—148. Hanau 1931.

⁴ Carter, F. E.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928, P. 786—803.

⁵ Müller, W.: Forsch.-Arb. Ing.-Wes. 1918 Heft 211.

⁶ Upthegrove, C. a. W. G. Harbert: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., v. 68 (1923) P. 725—734. Bassett, W. H. a. C. H. Davis: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 P. 55—73

Еще более сильное влияние может иметь скорость охлаждения после отжига именно для тех материалов, которые поддаются термической обработке. Во многих металлах уже незначительные примеси, например кремний в алюминии, вызывают эффект старения (ср. § 30). Свойства сплавов, содержащих намеренные или ненамеренные улучшающие примеси, также в значительной мере определяются степенью чистоты входящих в сплав металлов.

Напротив, действие малых количеств примесей, порядка 0,1%, на упрочнение сравнительно невелико, если они входят в твердый раствор. Наконец, примеси, входящие в сплав в виде обособленных составляющих, действуют весьма различно, смотря по форме и объему образуемых ими кристаллов. Они сказываются вредно главным образом на способности к формоизменению, в то время как на сопротивление деформированию они оказывают едва заметное влияние.

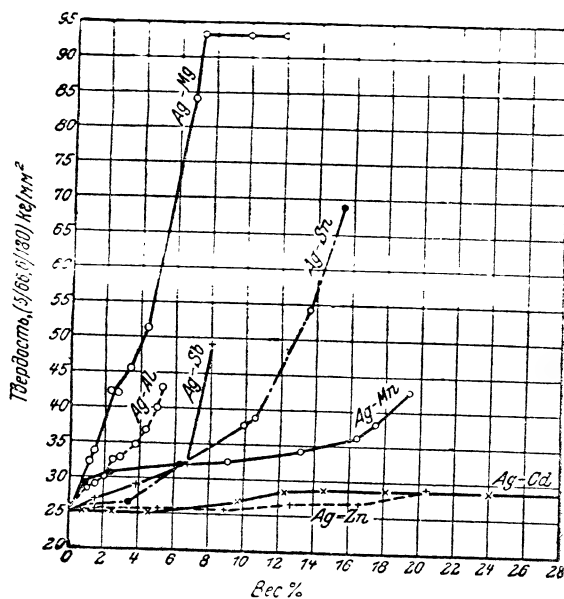
Кривые упрочнения для различных сортов меди иллюстрируют влияние этих примесей (фиг. 1). Прочность электролитической меди с сравнительно высоким содержанием кислорода, но очень чистой относительно прочих примесей, оказывается наиболее низкой. Прочность других сортов меди несколько выше, очевидно, благодаря содержанию фосфора (0,001%), серебра и т. д. Поперечное сужение, напротив, зависит только от присутствия кислорода, содержание которого колеблется в пределах между 0 и 0,04 вес. % (0,6 объемн. %). Удлинение не следует этим простым зависимостям.

В общем же присутствие примесей в таких количествах не сказывается существенно на изменении механических свойств при холодном деформировании, вызывая лишь соответствующее смещение их относительно различных исходных значений.

§ 7. Упрочнение сплавов

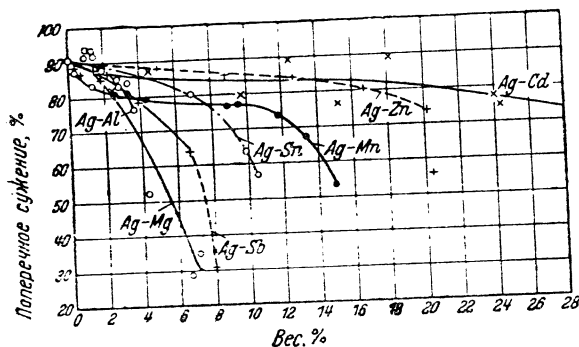
При введении большого количества добавок механические свойства сплава изменяются обычно таким образом, что сопротивление разрыву и твердость его возрастают в то время как способность к деформации падает.

Такая сравнительно простая зависимость устанавливается прежде всего для твердых растворов. В этом случае, как показано на фиг. 7 и 8, твердость возрастает почти параллельно с уменьшением поперечного сужения. Размер этих изменений весьма различен для различных компонентов, входящих в сплав. Для большого числа их упрочнение при равных количествах (в атомных %) тем больше, чем дальше рассматриваемый элемент отстоит от основного в периодической си-



Фиг. 7. Влияние добавок на твердость твердых растворов серебра.

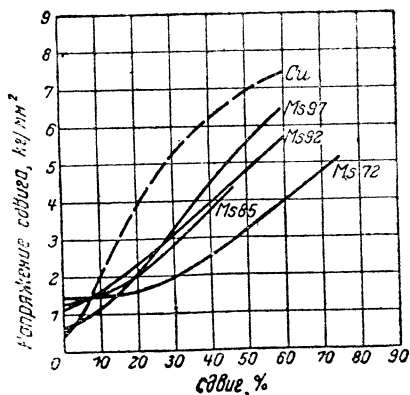
стеме¹. Очень близко расположенные к меди и серебру элементы цинк и кадмий обнаруживают особенно малый эффект упрочнения. От этого правила отступают, однако, некоторые вещества, например магний, который, несмотря на свою близость к серебру, сообщает последнему



Фиг. 8. Влияние добавок на поперечное сужение твердых растворов серебра

сильный эффект упрочнения (ср. фиг. 7 и 8). Это установленное Норбури для механических свойств правило справедливо, повидимому, в еще большей мере для электропроводности². Одним из замечательных свойств, которые материал обнаруживает при обработке, является его способность к упрочнению. Обработка некоторых сплавов, например α -латуни и аустенитных сталей, особенно затруднительна потому, что усилие деформирования очень сильно возрастает со степенью холодной деформации (ср. фиг. 11 и 12). Это свойство обнаруживается также в высоком удлинении этих материалов (в отожженном состоянии). Связь между удлинением и способностью к упрочнению подтверждается также теоретически³. Другие механические свойства не обнаруживают столь простой зависимости. Впрочем, предел текучести оказывается особенно низким у сплавов с высокой способностью к упрочнению⁴. Такие сплавы легко поддаются изгибу, однако дальнейшему деформированию упрочненные участки оказывают большое сопротивление. В общем же такие сплавы считаются сравнительно мягкими.

К сплавам с высокой способностью к упрочнению относятся преимущественно высоколегированные твердые растворы меди. γ -железа (аустенитные



Фиг. 9. Кривые упрочнения монокристаллов меди и латуни при растяжении.

¹ Norbury, A. L.: J. Inst. Met., Lond. v. 29 (1923 I) P. 423—444; Trans. Faraday Soc. v. 19 (1924) P. 586—600. Saeftef, F. u. G. Sachs: Z. Metallkde Bd. 17 (1925) S. 155—161, 258—264, 294—298.

² Norbury A. L.: Trans. Faraday Soc. v. 17 (1921) P. 251, v. 19 (1924) P. 586—600; J. Inst. Met., Lond. v. 33 (1925 I) P. 91—95 Hansen, M. u. G. Sachs: Z. Metallkde, Bd. 20 (1928) S. 151—152. Linde, J. O.: Ann. Physik [5] Bd. 10 (1931) S. 52—70, Bd. 14 (1932) S. 353—362, Bd. 15 (1932) S. 219—248. Fraenkel, W.: Metallwirtsch. Bd. 12 (1933) S. 159—161.

³ Körber, F.: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 3 (1922) S. 1—15. Saeftef, F. u. G. Sachs: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 155—161, 258—264, 294—298.

⁴ Körber, F. u. W. Rohland: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 5 (1924) S. 55—68.

стали)¹, серебра² и возможно также никеля и золота; сплавы алюминия и α -железа (ферритные стали) не относятся к этой группе.

Некоторое представление о своеобразном изменении механических свойств сплавов в зависимости от их химического состава дают исследования монокристаллов твердых растворов³. На фиг. 9 показано, как кривая упрочнения монокристалла чистой меди очень своеобразно, но совершенно закономерно постепенно переходит в кривую, характерную для высоколегированных твердых растворов.

Влияние компонентов сплава, не входящих в твердый раствор, значительно менее сложно. Как уже было сказано в предыдущем параграфе, в этом случае обнаруживается лишь более или менее сильное смещение соответствующих кривых упрочнения. При высокой дисперсности составляющих в сплаве, как это наблюдается в частности в сплавах стареющих, сопротивление деформированию может заметно повышаться. Но способность к деформации понижается в данном случае не так сильно, как это имеет место при более грубых включениях. Об особых свойствах стареющих сплавов будет еще сказано ниже.

§ 8. Влияние условий обработки на упрочнение

Механические свойства материала могут зависеть очень сильно также от условий обработки.

Это выясняется при рассмотрении кривых упрочнения для латунной (фиг. 10 и 11) и стальной проволоки, протянутых за один проход в конических очках из различных материалов и с разными углами наклона⁴. Особенно сильно сказывается влияние материала и формы инструмента на упрочнение отожженного материала при малых обжатиях и притом тем сильнее, чем больше коэффициент трения и чем больше угол наклона очка⁵. При более сильных деформациях влияние это значительно меньше. Для предварительно ткнутой проволоки упрочнение оказывается даже одинаковым. Никакого влияния не оказывает форма очка при протяжке латунных и латунных труб (фиг. 12)⁶.

В производственной практике сильные деформации осуществляются обычно не в один прием, а в несколько последовательных. Формы инструмента при этом также не столь различны, как в описанных выше опытах; поэтому здесь можно ожидать лишь небольших колебаний. При прокатке вообще не удалось наблюдать влияния степени обжатия за проход на упрочнение (фиг. 13)⁷. Напротив, Давиденков и Бугаков установили неравномерный ход кривых упрочнения при прокатке латунных листов, что удалось поставить в связь с остаточными напря-

¹ Körber, F. u. W. Rohland: a. a. O.

² Saefte, F. u. G. Sachs: a. a. O.

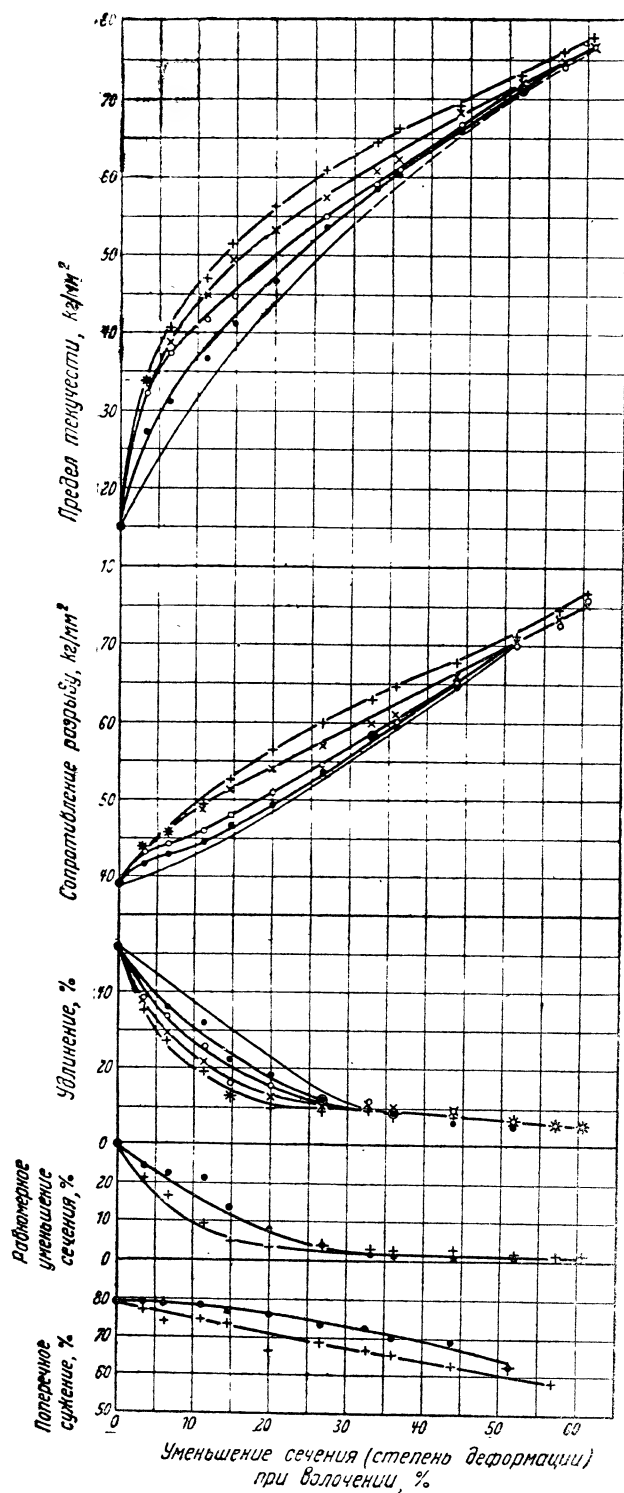
³ Elam, C. F.: Proc. Roy. Soc. Lond. (A) v. 115 (1927) P. 148—166. Masima, M. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 50. (1928) S. 161—186. Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 55 (1929) S. 581—620. Sachs, G. u. J. Weerts: Z. Physik Bd. 62 (1930) S. 473—493. Osswald, E.: Z. Physik Bd. 83 (1933) S. 55—78. Schmid, E. u. H. Seliger: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 409—411, 421—424.

⁴ Linicus, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsch. Mat.-Pruf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 38—67.

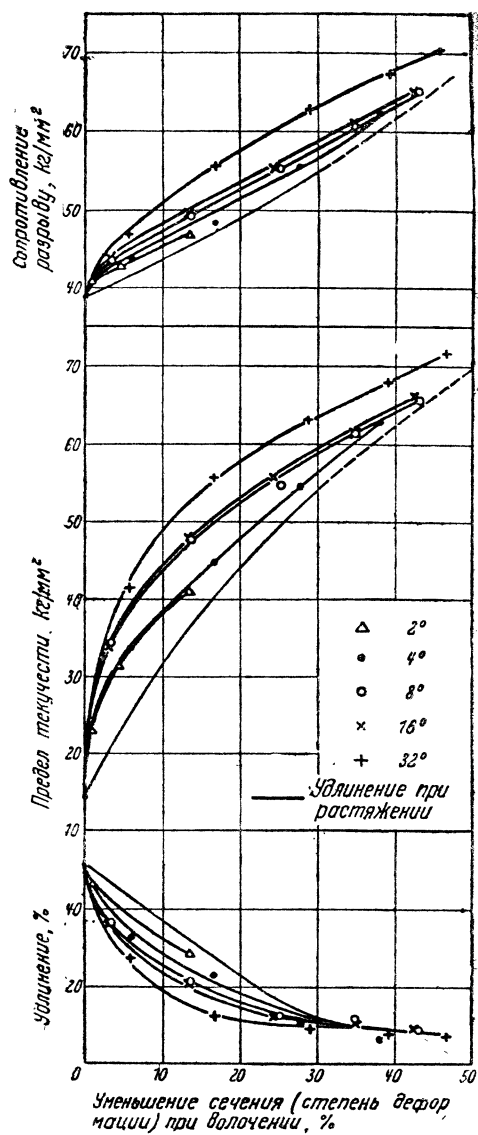
⁵ Cp. A. Pomp, E. Siebel u. A. Houdremont: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. Düsseld., Bd. 11 (1929) S. 53—72.

⁶ Jung-König, W., W. Linicus u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 395—401.

⁷ Siebel, E. u. A. Pomp: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. Düsseld. Bd. 11 (1929) S. 73—85.



Фиг. 10. Карбид-вольфрамовые волокна

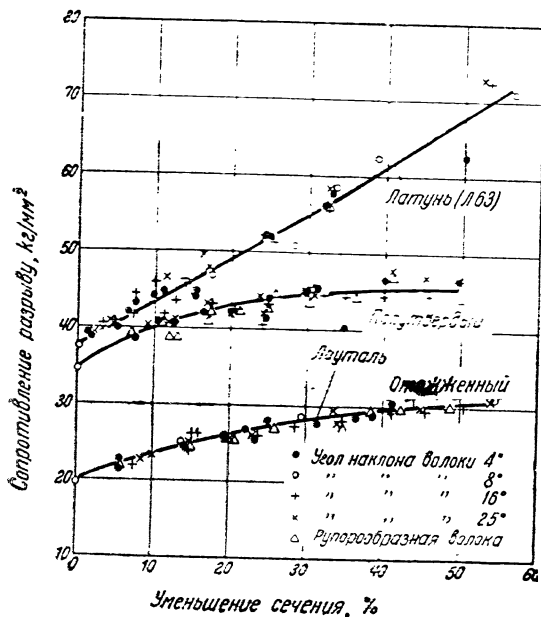


Фиг. 11. Стальные волокна.

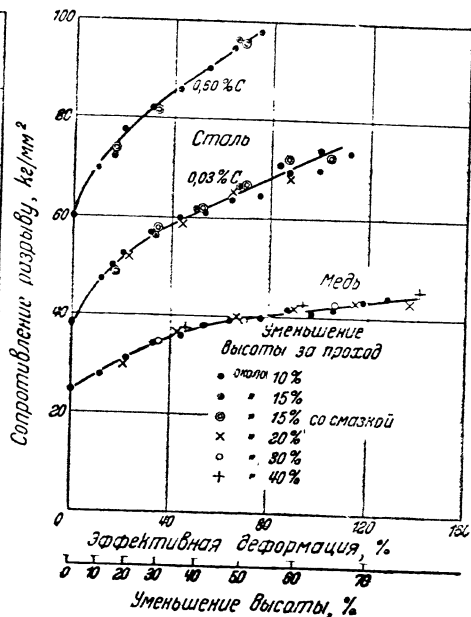
Фиг. 10, 11. Изменение механических свойств латунной проволоки (Л63) при однократном волочении через карбид-вольфрамовое очко и стальное очко при различных углах наклона.

жениями, поскольку после отпуска неравномерность кривых сглаживается¹. Неравномерный ход упрочнения отмечен также при протяжке медной и бронзовой проволоки². Это, повидимому, также находит себе объяснение в каких-либо неравномерностях при процессе волочения.

Как показывают исследования волочения латуни, причина колебаний механических свойств при различных условиях обработки состоит в том, что поверхностные слои материала упрочняются значительно сильнее, чем внутренние (ср. фиг. 14). Внутренние слои претерпевают при одинаковых обжатиях всегда одинаково сильное упрочнение, причем величина этого упрочнения получается той же, что и при растяжении проволоки на растяжной машине. Поверхностные же слои, как показали опыты Зибеля и Гюне на специальных образцах с сеткой



Фиг. 12. Упрочнение латунных (Л63) и латунных труб при протяжке через волокна с различным наклоном стенки и через рупорообразную (trumpetenförmig) проволоку (В).



Фиг. 13. Упрочнение меди и стали при прокатке с различными обжатиями за проход (по Зибелю и Помпу).

(фиг. 15), претерпевают тем большие дополнительные сдвиги, чем больше угол наклона очка³.

При последующих протяжках размер этих дополнительных сдвигов уменьшается.

Рентгенографические исследования проволоки⁴ и листового мате-

¹ Dawidenkow, N. u. W. Bugakow: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 1—16.

² Alkins, W. E.: J. Inst. Met., Lond. v. 20 (1918 II) P. 33—60 Alkins, W. E. a. W. Cartwright J. Inst. Met., Lond. v. 26 (1921 II) P. 203—236.

³ Unckel, H.: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 323—330. Siebel, E. u. H. Hühne: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst.-Eisenforsch., Düsseld. Bd. 13 (1931) S. 43—62. Siebel, E.: Die Formgebung im bildsamen Zustande. Düsseldorf 1932. Taylor, G. J. a. H. Quinney: J. Inst. Met., Lond. v. 49 (1932 II) P. 187—202.

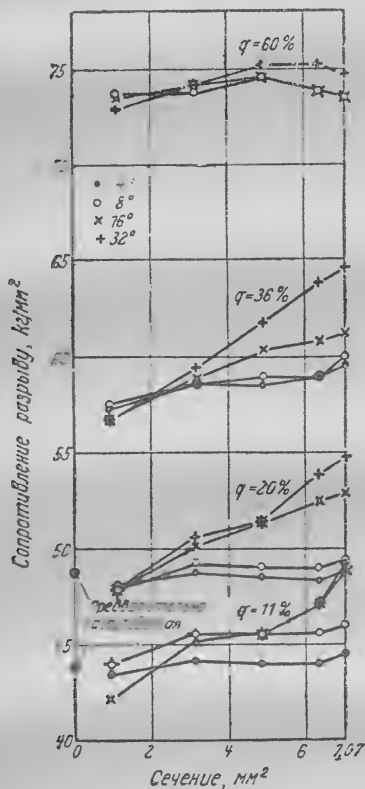
⁴ Schmid, E. u. G. Wassermann: Z. Physik Bd. 42 (1927) S. 779—794; Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 325—327. Greenwood, G.: Z. Kristallogr. Bd. 72 (1929) S. 309—317, Bd. 13 (1930) S. 442, Bd. 78 (1931) S. 242—250. Drier, R. W. a. C. T. Eddy:

риала¹ также обнаруживают неравномерность деформации и наличие сдвигов в поверхностных слоях.

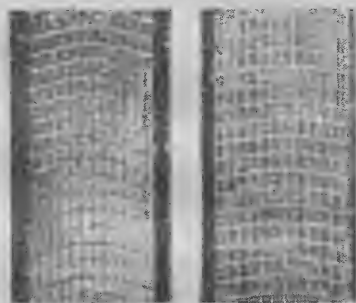
При исследовании тянутой проволоки часто устанавливается более сильное упрочнение поверхностных слоев². Однако для меди наблюдалось также более сильное упрочнение внутренних слоев³. Последнее можно объяснить только разупрочнением поверхностных слоев вследствие теплового эффекта, возникающего при волочении.

Более сильное упрочнение поверхностных слоев наблюдается также при ковке, в особенности если она производится легкими ударами⁴.

Температурные колебания при обработке, которые обуславливаются отчасти изменениями комнатной температуры, отчасти постепенным нагревом обрабатываемого материала, инструмента и смазочных материалов в процессе обработки, также влияют на упрочнение. Почти для всех материалов упрочнение в температурной области холодного де-



Фиг. 14. Изменение прочности татунной проволоки (Л63), протянутой через волокна с различным углом наклона, при обточке (q — уменьшение сечения).



Фиг. 15. Искажение первоначально квадратной сетки при протяжке медной проволоки через волокна с различным наклоном стенки (по Зибелю и Гюне).

Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 P. 140—150. Linicus, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsch. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 38—67. Vargha G. v. u. G. Wassermann: T. Metallkde. Bd. 25 (1933) S. 310—313.

¹ Schmid, E. u. G. Wassermann: Metallwirtsch. Bd. 9 (1930) S. 698—702. Edmunds, G. a. M. L. Fuller: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1932 P. 175—189. Vargha, G. v. u. G. Wassermann: Metallwirtsch. Bd. 12 (1933) S. 511—513.

² Weisz, L.: Z. Metallkde. Bd. 14 (1922) S. 160—172, Bd. 20 (1928) S. 118—121. Schwarz, O.: Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 198—202. Siebel, E. u. H. Hühne: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 13 (1931) S. 43—62.

³ Schmid, E. u. G. Wassermann: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 325—327. Weisz L.: Z. Metallkde, Bd. 20 (1928) S. 118—121.

⁴ Sykes, W. P. a. A. C. Ellsworth: Trans. Amer. Soc. Stl. Treat. v. 13 (1930) P. 509—526.

формирования получается тем меньше, чем выше истинная температура деформирования¹. Уже незначительные колебания комнатной температуры могут вызвать различия в прочности² порядка нескольких кг/мм².

При таких видах обработки, как ковка, прокатка профилей, отчасти также листовая прокатка, когда в процессе обработки направление прилагаемого усилия изменяется, упрочнение получается меньшим, чем в тех случаях, когда материал обрабатывается в одном направлении³.

§ 9. Способность к деформации и холодное деформирование

Основным признаком холодного деформирования является постепенная утрата материалом способности к изменению формы с возрастающим упрочнением.

Производственный опыт в отдельных случаях, повидимому, находится в противоречии с этим фактом. Правда, для большинства металлов и сплавов степень холодной обработки, которую возможно применить между двумя промежуточными отжигами без вреда для материала, ограничена. Однако некоторые металлы, например медь, алюминий, серебро и золото, при достаточной чистоте их, удается протягивать в очень тонкую проволоку или прокатывать в тончайшую фольгу без промежуточных отжигов, не опасаясь разрушения материала. Причина этого явления, как будто противоречащего понятию о холодном деформировании, не совсем ясна. Возможно, что для таких материалов, температура разупрочнения которых лежит лишь немного выше 100° (ср. § 4), некоторое разупрочнение наступает уже под действием только теплоты деформирования и трения при весьма сильных степенях деформации. Важно также, что способность к деформации у некоторых материалов оказывается значительно более высокой, если деформирование осуществляется путем всестороннего сжатия. Особенно важно далее, чтобы ни в одном участке деформируемого материала не возникали значительные растягивающие напряжения. Физические исследования мармора и литого цинка показали даже, что эти материалы, будучи совершенно хрупкими при действии растягивающих напряжений, под достаточно высоким давлением становятся пластичными⁴. Хотя о металлах в этом отношении мы знаем и очень мало, все же не следует сомневаться, что они ведут себя подобным же образом⁵.

Значительное влияние в этом отношении должна оказывать также структура материала. Известно, что повышенное содержание кислорода в меди значительно менее сказывается при прокатке, чем при волочении. Это объясняется тем, что включения закиси меди лишь незначительно препятствуют течению материала под давлением, в то время как при растяжении они представляют места слабой связи и действуют как пустоты (надрезы). Поэтому малое количество кислорода значительно снижает поперечное сужение при испытании на растяжение (ср. фиг. 1).

¹ Körber, F. u. W. Rohland: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforschg Düsseldorf. Bd. 5 (1924) S. 55—68.

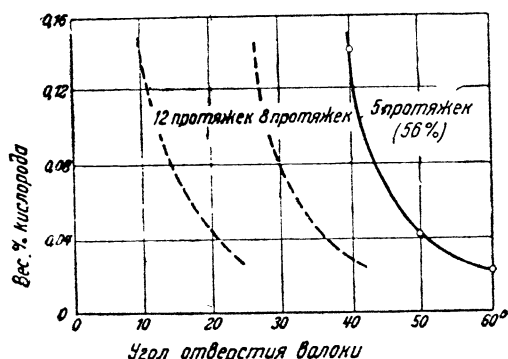
² Zagorski, J.: Diss. Techn. Hochschule Berlin 1929.

³ Sachs, G. u. E. Schiebold: Z. VDI Bd. 69 (1925) S. 1557—1561, 1601—1604. Holzmann, P.: Festschrift Siebert, S. 121—148. Hanau 1931.

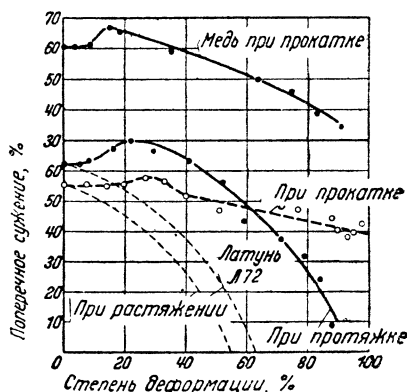
⁴ Kármán, T. v.: Z. VDI Bd. 55 (1911) S. 1749—1757; Forschungsarb. VDI 1912 Heft 118 S. 37—68. Böcker, R.: Forschungsarb. VDI 1915 Heft 175—176.

⁵ Siebel, E. u. A. Maier: Z. VDI Bd. 77 (1933) S. 1345—1349.

По опытам Ремерса (фиг. 16) то же самое обнаруживается при волочении тонкой медной проволоки тем в большей степени, чем больше угол наклона волочильного очка и чем неравномернее, в соответствии с этим, происходит течение материала (ср. § 8) ¹.



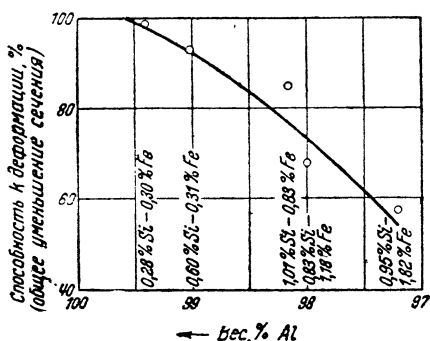
Фиг. 16. Влияние содержания кислорода и угла валки на способность к протяжке медной тонкой проволоки (по Ремерсу).



Фиг. 17. Изменение способности к деформации (поперечного сужения при растяжении) при прокатке, протяжке и растяжении меди и латуни (по опытам Штрибека).

Подобным же образом можно объяснить уже упомянутое в § 4 благоприятное влияние прокатки и волочения на поперечное сужение. В то время как при деформировании путем растяжения поперечное сужение непрерывно уменьшается в соответствии с уменьшением поперечного сечения, при прокатке и волочении, по опытам Штрибека, оно

вначале может заметно повышаться (фиг. 17), несмотря на более сильное упрочнение, чем при растяжении, и в конечном счете получается более высоким, чем при растяжении ². Эти же опыты указывают на более благоприятное действие прокатки, чем волочения, а также на превосходство меди над латунью в этом отношении. Сравнительно малое поперечное сужение меди при испытании на растяжение, объясняемое неблагоприятным действием частиц закиси меди при растягивающих нагрузках, не является критерием поведения меди при



Фиг. 18. Способность к деформации алюминиевой проволоки различной степени чистоты (по опытам Рейнхардта).

других видах обработки, например при прокатке, где основными напряжениями являются напряжения сжатия.

¹ Remmers, W. E.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 P. 107—120.

² Striebeck, R.: Z. VDI Bd. 53 (1909) S. 241—250; Forschungsarb. VDI 1910 Heft 85 S. 33—51.

Существуют, вероятно, такого рода зависимости, которые определяют самые разнообразные явления изломов как при холодном, так и при горячем деформировании. Однако по этому вопросу нет каких-либо обстоятельных исследований.

Представление о влиянии примесей в сплаве на его обработку дает также фиг. 18, на которой, по опытам Рейнхардта, указаны величины предельного уменьшения поперечного сечения, возможного для алюминиевой проволоки без наступления разрушения¹.

Существуют некоторые материалы, способность к деформации которых может быть весьма значительно повышена холодной обработкой. Это — цинк, вольфрам, молибден. Подробно о них см. § 57.

§ 10. Способность к деформации и состояние материала

Способность к деформации может значительно зависеть также от исходного состояния материала.

Холодное деформирование в литом состоянии возможно лишь для немногих материалов, каковы благородные металлы² и бронзы³. Обработка сырого слитка в горячем или холодном состоянии представляет значительно большие трудности, чем обработка того же материала в предварительно деформированном и отожженном состоянии. Это объясняется неплотностью большинства отливок и неравномерностями состава, величины зерна, распределения включений и т. д. Применением особых методов литья можно значительно улучшить литое состояние и устранить многие трудности обработки.

Горячая обработка резко улучшает способность литого состояния к деформации.

Способность к деформации для многих материалов в обработанном и отожженном состоянии достигает максимума, если отжиг производится при возможно низких температурах. Многие материалы, правда, совершенно нечувствительны к высоким температурам отжига: в таком случае грубозернистая структура совершенно не вредна и даже предпочтительна из-за меньших затрат энергии. Но часто такая структура сопровождается скоплением грубых частиц примесей по границам зерен, что значительно ухудшает обрабатываемость. Наряду с этим иногда особенно вредно действуют химические изменения поверхностных слоев (ср. § 50).

В других материалах отжиг может вызвать такие изменения состояния, которые значительно ухудшают способность к деформации (ср. § 30). Сплавы, в которых могут происходить превращения или процессы старения, требуют поэтому весьма тщательного проведения отжига, условия которого могут варьировать от случая к случаю.

§ 11. Испытание на способность к деформации

Способность материала к деформации определяется степенью обжатия, которое он претерпевает без разрушения при обработке. Так как способность к деформации зависит от многочисленных факторов, влияние которых почти не поддается учету, то действительное представление о ней может быть получено лишь при изучении самого рассматриваемого

¹ Reinhardt, R.: Diss. Dresden 1920.

² Sterner-Rainer, L.: Z. Metallkde. Bd. 18 (1926) S. 143—148.

³ Borbeck, H.: Werkstoff-Handbuch Nichteisenmetalle, Blatt F 5.

мого процесса обработки. Так, при протяжке проволоки и прутков способность к деформации определяется из предельного уменьшения поперечного сечения (при многократном волочении) без образования трещин внутри или на поверхности (ср. фиг. 16 и 18). При прокатке это есть соответственно уменьшение высоты или удлинение до начинающегося образования трещин.

Понятно стремление получить заключение о способности материала к деформации без проведения трудоемких и трудноистолковываемых испытаний при протяжке или прокатке. Однако это возможно лишь очень условно, так как характеристики, которые устанавливаются при более простых испытаниях, дают часто достаточно точное суждение о поведении материала лишь при более простых видах обработки.

Такого рода испытаниями¹ для проволоки являются испытания на переменный изгиб и скручивание, для листов — испытание на переменный изгиб, для труб — различного рода технологические пробы, для прутков — испытание на изгиб и складывание, а также ударные испытания и испытания на сжатие. Известным мерилем способности к деформации является поперечное сужение при испытании на растяжение.

Для листового материала, поперечное сужение которого трудно устанавливается при испытании на растяжение, подобной характеристикой может служить глубина продавливания, получаемая при специальном испытании (ср. § 116).

С большой осторожностью следует подходить к оценке способности к деформации по удлинению, а для листового материала также по глубине продавливания, определенным образом связанной с удлинением (ср. § 116). Обе названные характеристики очень сложны по своей природе и характеризуют скорее степень упрочнения (способность к упрочнению), чем способность к деформации. Во всяком случае на отожженном материале пластическое деформирование сказывается наиболее резко в понижении удлинения (ср. фиг. 1 и след.) непропорционально изменению его способности к деформации. К оценке материала по удлинению следует поэтому подходить с особой осторожностью. Сравнение различных материалов на основе этой характеристики совершенно недопустимо. Так, способность к деформации у оловянной бронзы или у аустенитной стали, которые обнаруживают весьма высокое удлинение, значительно меньше, чем у алюминия даже в нагартованном состоянии, когда его удлинение очень мало.

§ 12. Величина деформации за один переход

При процессах волочения величина деформации за один переход ограничивается тем, что передача силы производится через материал, который, как показывают фиг. 19 и 20, может нагружаться только до величины его собственной прочности.

Опыты и расчет показывают, что при одной протяжке степень обжатия для прутка или проволоки составляет максимум 60%², для труб³ — 70%. При глубокой вытяжке в полое тело круглая заготовка за один переход может быть вытянута до 0,4 своего диаметра⁴.

¹ Cp. Werkstoff-Handbuch Nichteisenmetalle.

² Linicus, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 38—67.

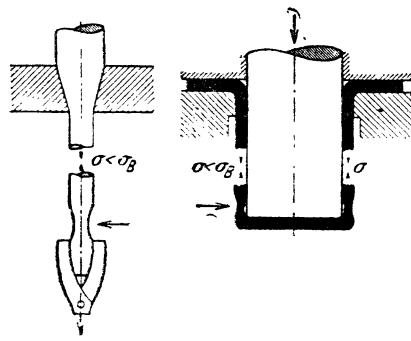
³ Jung-König, W., W. Linicus u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 395—401.

⁴ Sellin, Willi: Ber. Betriebswiss.-Arb. Bd. 3. (1930) S. 18—35. Hermann, L. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 13 (1934).

При прокатке эта предельная величина деформации за один переход представляет чисто машинную величину, ограничиваемую предельным углом захвата. Если этот угол захвата превзойден, то материал не захватывается вальцами. Величина угла захвата зависит от трения между прокатываемым материалом и вальцами (ср. § 105).

При процессах осаживания и прессования величина деформации, получаемая за один переход, по существу беспредельна. Практически, однако, как и при прокатке, она определяется прочностью или мощностью машины.

Современное развитие обрабатывающих машин с целью повышения экономии идет отчасти по пути применения очень мощных машин — ковочных прессов, прутковых и трубных прессов, на которых используется указанная выше способность материала к деформации за один переход, — отчасти по пути последовательного применения многих менее мощных машин — прокатных станов и многократных волочильных машин, на которых деформация материала производится за несколько переходов.



Фиг. 19. Волочение прутка. Фиг. 20. Глубокая вытяжка.

Фиг. 19 и 20. Схематическое изображение предельного нагружения при процессах волочения и вытяжки.

§ 13. Практические требования к свойствам материала

Требования, которые предъявляются к свойствам металлов в их практическом применении, разнообразны. Изменение этих свойств путем упрочнения оказывается поэтому весьма полезным во многих случаях.

Большая область применения металлов основывается на их пластичности. При изготовлении винтов из проволоки, при вытяжке полых тел из листового материала и т. п. в настоящее время используется почти исключительно отожженный тонкозернистый материал (ср. § 32). Незначительная нагартовка, возможная, например, при правке, обычно допускается, поскольку она практически не сказывается на пластичности.

Однако часто чрезмерная мягкость материала является помехой для его применения. Недостаток этот, в тех случаях, когда он оказывается особенно неприятным, пытаются обойти, выбирая более твердый материал в отожженном состоянии. Другая возможность — применение нагартованного материала используется только в последнее время. На больших заводах, где достаточно хорошо понимают требования, предъявляемые к материалу, постепенно убедились, что более твердое упрочненное состояние для многих работ оказывается более благоприятным, чем более твердый сплав. Однако часто встречается некоторое предубеждение против применения нагартованного материала, что основывается по большей части на совершенно одностороннем суждении о материале по удлинению и глубине проламливания; однако эти обе характеристики несоответственно резко снижаются уже незначительной нагартовкой. Такое предубеждение в значительной части неосновательно.

Как указано в § 9, слабо нагартованный после отжига лист может иметь даже лучшую способность к деформации, чем совершенно мягкий, несмотря на заметное повышение прочности и твердости за счет удлинения. Опыты показали, что такое состояние вовсе не является неблагоприятным, а скорее даже улучшает поведение материала при обработке, повышая, например, величину возможной при глубокой вытяжке деформации¹. В практике этот факт используется в какой-то мере, однако преимущество предварительно слабо нагартованного материала общего признания пока не находит. Существует, понятно, много областей применения, где от материала требуются особые свойства. Об изменении этих свойств при холодном деформировании будет сказано в следующих параграфах.

§ 14. Сопротивление усталости и холодное деформирование

Для применения металлов в качестве строительных материалов в машиностроении, транспорте, авиации и т. д. важнейшим свойством является сопротивление усталости. Подавляющее большинство изломов оказывается изломами усталости.

Для характеристики материала в этом отношении удовлетворяются обычно определенным сопротивлением усталости на образцах при испытании на переменный изгиб с вращением. Однако эта характеристика материала передает действительное поведение материала при длительных нагрузках лишь приблизительно, так как большое влияние при этом имеют вид и пределы нагружения, а также дополнительные влияния от действия надрезов и коррозии. О их влиянии мы знаем пока лишь из опытов на растяжение. По этому вопросу имеется обширная литература².

Изучению зависимости сопротивления усталости от холодного деформирования до сих пор уделялось мало внимания. Первые исследования принесли сильно колеблющиеся результаты. Получается, вообще говоря, что от применения нагартованного материала в конструкциях, претерпевающих длительные нагрузки, не следует ожидать никаких преимуществ, так же, впрочем, как и недостатков.

И то, и другое, однако, не совсем соответствует действительности. Холодная деформация может даже значительно улучшить сопротивление усталости в особенности тогда, когда путем отпуска устраняются вредные внутренние напряжения³. Образцы, испытываемые на растя-

¹ Sachs G.: Mitt. dtsch. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung (1931) S. 11—38. Eisenkolb, F.: Stahl u. Eisen Bd. 52 (1932) S. 357—364.

² Mailänder, R.: Ber. Werstoffaussch. V. D. Eisenh. 1924. Nr. 38; Kruppsche Mh. Bd. 13 (1932) S. 56—81. Moore, H. F. a. J. B. Kommers: The Fatigue of Metals. New York 1927. Gough: H. J., The Fatigue of Metals. New York 1927; J. Inst. Met., Lond. v. 49 (1932 II) P. 17—90. Föppl, O., E. Becker u. G. v. Heydekampff: Die Dauerprüfung der Werkstoffe. Berlin 1929. Graf, O.: Die Dauerfestigkeit der Werkstoffe und der Konstruktionselemente. Berlin 1929. Thum, A. u. W. Buchmann: Dauerfestigkeit und Konstruktion. Berlin 1932. Oschatz, H.: Gesetzmäßigkeiten des Dauerbruchs. Berlin 1933. Herold, W.: Wechselfestigkeit metallischer Werkstoffe Wien 1934.

³ Moore, H. F. a. J. B. Kommers: Univ. Illinois Bull. Engng. Exp. Stat. v. 19 (1921) Nr. 8. Moore, H. F. a. T. M. Jasper: Univ. Illinois Bull. Engng. Exp. Stat. v. 20 (1923) Nr. 37, v. 23 (1925) Nr. 12. Mc. Adam, D. J.: Trans Amer. Soc. Stl. Treat. v. 8 (1925) P. 782—836. Ludwik, P. u. R. Scheu: Metallwirtsch. Bd. 8 (1929) S. 1—5. Thum, A. u. W. Buchmann: Dauerfestigkeit und Konstruktion, S. 38. Berlin

жение, должны тщательно полироваться, так как в противном случае возникающие при растяжении поверхностные шероховатости понижают сопротивление усталости.

Значительно большим и практически более важным может оказаться по Туму (Thum) действие внутренних напряжений, которые возникают при холодных деформациях в конструкциях, имеющих надрезы и отверстия¹. С одной стороны, весьма неблагоприятное действие оказывают растягивающие напряжения в поверхностных слоях элементов, работающих на изгиб, которые могут возникать, скажем, при предварительной осадке надрезанных образцов. С другой стороны, сопротивление усталости при переменном изгибе может значительно возрасти при наличии добавочных сжимающих напряжений у поверхности, которые соответственно понижают максимальное растягивающее напряжение. Эта выгодная сторона может быть использована в цилиндрических частях и резьбах при применении специального способа прокатки (ср. § 110). Особенно благоприятно действует такая обработка при работе конструкции в условиях коррозионных воздействий (усталость коррозии), которые при наличии больших растягивающих напряжений весьма сильно понижают сопротивление усталости большинства материалов².

Некоторое значение имеют также изменения свойств, которые вызывает в материале длительная нагрузка. Если она достаточно высока, то вызываются остаточные деформации. Однако их действие вследствие непрерывного изменения направления существенно иное, чем действие остаточных деформаций, вызванное постоянной нагрузкой. Упрочнение в первом случае незначительно и с трудом устанавливается³. Наряду с этим имеет место расстройство (Zerrüstung) материала, которое устанавливается еще труднее⁴. На самом сопротивлении усталости эти явления сказываются в том направлении, что оно повышается при действии не превосходящих его напряжений и, наоборот, понижается при напряжениях, превышающих его⁴. При медленном увеличении нагрузки сопротивление усталости может возрастать до 30%⁵. Это справедливо также для хрупких в литом состоянии сплавов.

1932. Buhler, H. u. H. Buchholtz: Mitt. Ver. Stahlw. Bd. 3 (1933) S. 235—248. Stahl u. Eisen Bd. 53 (1933) S. 1330—1332 показали недавно, что растягивающие напряжения у поверхности понижают сопротивление усталости при переменном изгибе, в то время как сжимающие напряжения, наоборот, повышают эту характеристику.

¹ Thum, A.: Z. VDI Bd. 75 (1931) S. 1328—1330. Thum, A. u. H. Oschatz: Forschg. Ing.-Wes. Bd. 3 (1932) S. 87—93.

² Ср. обзорный доклад H. J. Geugh: J. Inst. Met., Lond. v. 49 (1932 II) P. 17—90.

³ Memmler, K. u. K. Laute: Forschungsarb. VDI 1930 Heft 329. Schwinning, W. u. E. Strobek: Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 378—381, 402—404.

⁴ Gough, H. J.: The Fatigue of Metals. New York 1927. Laute, K. u. G. Sachs: Z. VDI Bd. 72 (1928) S. 1188—1190. Fahrenhorst, W. u. E. Schmid: Z. Metallkde. Bd. 23 (1931) S. 323—328. Dawidenkow, N. u. Schewandin: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 710—714. Kuntze, W.: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 895—897.

⁵ Moore, H. F. a. J. B. Kommers: Univ. Illinois Bull. Engng. Exp. Stat. v. 19 (1921) Nr. 8. Moore, H. F. a. T. M. Jasper: Univ. Illinois Bull. Engng. Exp. Stat. v. 21 (1924) Nr. 39. Moore, H. F., S. W. Lyon a. N. P. Inglis: Univ. Illinois Bull. Engng. Exp. Stat. v. 24 (1927) Nr. 40. Wiss, W.: Diss. Darmstadt 1929; ср. Z. VDI Bd. 73 (1929) S. 1787—1788.

§ 15. Сопротивление усталости при длительно действующей постоянной нагрузке и холодное деформирование

При обычных статических (zügig) нагрузках в области холодного деформирования выносливость (прочность) материала как правило увеличивается. Это и составляет собственно содержание понятия упрочнения.

Тем не менее существует вид нагружения, при котором холодное деформирование понижает выносливость. Это — очень длительно действующие нагрузки. Правда, при обычных температурах также и в этом состоянии нагартованное состояние оказывается значительно более устойчивым. Но сопротивление усталости при длительно действующей постоянной нагрузке имеет особое значение вообще лишь при более высоких температурах, когда уже становится по меньшей мере сомнительным, действительно ли сохраняет материал длительно свое упрочнение. Только именно при таких температурах сопротивление деформированию понижается с длительностью действия нагрузки настолько сильно, что поведение материала в таких условиях должно освещаться специальными опытами.

Практическое значение сопротивления усталости при длительно действующей постоянной нагрузке довольно велико, так как многие материалы, в особенности при работе в паровых котлах и химической аппаратуре, подвергаются действию нагрузок и температур, при которых они медленно текут¹. Законы этого явления сравнительно хорошо известны. Это очень медленно протекающее пластическое деформирование, которое при длительном действии приводит к ощутимым изменениям формы, обычно обозначает термином ползучесть (крип, нем. Kriechen, англ. creep). Хотя скорость при этом и затухает, однако определение скорости удлинения материала за некоторый промежуток времени, скажем между 24 и 48 час. после начала испытания, является хорошим критерием поведения материала на практике. Существуют разногласия по вопросу о том, какую скорость удлинения следует ввести для целей испытания и приемки в качестве сопротивления усталости или предела текучести при длительно действующей постоянной нагрузке². Однако в каждом отдельном случае испытание следует вести сообразно с тем, как долго будет действовать нагрузка и какие деформации можно допустить при этом.

Методика испытания представляет далее еще те трудности, что совершенно однозначные результаты получают лишь в том случае, если для каждой нагрузки (и температуры) применяют ненагружавшийся еще образец. Если, однако, нагрузку изменяют на одном и том же образце, то получаемый при этом результат будет существенно зависеть от схемы последовательного нагружения³. Все же даже и таким образом полученные значения могут служить критерием поведения материала при тех температурах, при которых исчезает всякая возможность проявления эффекта старения материала.

Значительно менее надежна методика испытаний на границе областей горячего и холодного деформирования, где в процессе испытания могут действовать упрочнение или даже старение.

¹ Cp. H. W. Gillet a. H. C. Gross: Met. & Alloys v. 4 (1933) P. 91—98, 104.

² Cp. Krüger: Wärme Bd. 56 (1933) S. 33—37.

³ Grunert, A.: Festschrift Vakuumschmelze, S. 139—168. Hanau 1933.

Подобные испытания на одном и том же материале в холодно-деформированном и отожженном состоянии показали, что, начиная с определенной температуры, первые образцы текут значительно медленнее, чем вторые¹. Подобные же наблюдения были сделаны над легкоплавкими материалами при комнатной температуре (ср. §§ 66 и 67).

Напротив, при ускоренных испытаниях при высоких температурах сопротивление разрыву и предел текучести холоднодеформированного материала получаются обычно выше, чем отожженного². При коротком времени испытания, очевидно, происходит упрочнение, тогда как при длительных испытаниях оно несущественно. Поэтому в тех случаях, когда материал в работе будет подвергаться действию длительных нагрузок, ускоренные испытания при повышенных температурах имеют малую ценность. Напротив, испытания на разрыв, продолжительность которых измеряется часами, представляют уже довольно хорошую характеристику для суждения о поведении материала при длительных нагрузках.

§ 16. Влияние отбора образца на механические свойства

Наряду с общими изменениями механических свойств при холодном деформировании следует также иметь в виду, что величина свойств в деформированном материале будет зависеть еще и от того, как был взят образец для испытаний.

О различии свойств поверхностных и внутренних зон в деформированном материале говорилось уже в § 5. При испытании образцов, отбираемых от больших изделий, это непременно следует иметь в виду. Безукоризненным остается испытание на образцах, размеры которых приблизительно совпадают с размерами самого изделия. Если это невозможно, то в тех случаях, когда существуют различия в свойствах разных зон и это может иметь значение, необходимо более точное испытание. Эти различия могут быть также и в отожженном материале, сердцевина которого может быть более твердой и прочной, а иногда также более хрупкой вследствие имевшей место ликвации в отливке³. Подобное явление установлено также в поковках из алюминиевых сплавов⁴.

Мыслим далее также случай, когда различные поверхности изделия могут иметь различные свойства. Причиной этого могут быть, например, различия в структуре и составе при горизонтальном литье, расположение при отжиге, прокатка в пакетах для самых наружных листов и т. д. Эти неоднородности могут иметь известное значение при гибочных работах, при работе под нагрузкой в условиях возможной коррозии и т. д.

§ 17. Строчечная структура и слоистость

Как будет видно из дальнейшего, свойства обработанного материала, структура которого соответствует направлению деформации, могут быть весьма различными в разных направлениях.

¹ Rohn, W.: Festschrift Heraeus, S. 80—95. Hanau 1930; Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 127. Schmid, E. u. G. Wassermann: Z. Metallkde. Bd. 23 (1931) S. 242—243; Mitt. Sonderheft 19 (1932) S. 33—35. Grunert, A., W. Hessenbruch u. K. Ruf: Festschrift Vakuumschmelze, S. 169—180. Hanau 1933.

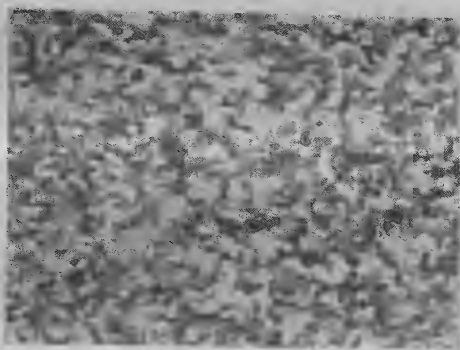
² Ingall, D. H.: J. Inst. Met., Lond. v. 30 (1923 II) P. 171—196, v. 32 (1924 II) P. 41—72. Martin, T.: J. Inst. Met., Lond. v. 31 (1924 I) P. 121—156.

³ Fahrenhorst, W. u. G. Sachs: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 131—137

⁴ Steudel, H.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 131—137.

В большинстве сплавов обнаруживаются два сорта кристаллов. Большую часть представляют обычно пластичные кристаллы, форма которых может быть самая различная в литом материале. Однако в горячедеформированном состоянии или после отжига холоднодеформированного материала структура его представляет обычно агрегат приблизительно равных по величине округлых зерен (фиг. 21). В более сложных сплавах существуют часто несколько подобных видов кристаллитов. При холодном деформировании они вытягиваются в соответствии с изменением формы изделия (фиг. 22), но при повторном отжиге принимают прежнюю форму округлых зерен.

Во многих сплавах обнаруживается, кроме того, иногда значительное число кристаллов, которые не обладают способностью к рекристаллизации. Подобные твердые кристаллические фазы или неметаллические включения обычно удлиняются и разрушаются при обработке, создавая строчечную структуру (фиг. 23). В связи с этим свойства материала в поперечном направлении оказываются ниже, чем в продольном.



Фиг. 21. Структура поверхности алюминиевого листа после отжига. Травление: $\text{HF} + \text{HCl} \times 5$.



Фиг. 22. Структура поверхности алюминиевого листа после прокатки. Травление: $\text{HF} + \text{HCl} \times 5$.

Крайним примером этого рода может служить сварочное железо, которое можно рассматривать как пакет пластин, кое-как склеенных между собой шлаками. Это хорошо обнаруживается на разрывных и ударных образцах. Тем не менее даже подобный материал может хорошо работать в качестве конструкционного материала, если в расчет принимают его структуру. Части, несущие нагрузку, не должны изготавливаться из такого материала обработкой резанием, а должны проковываться, причем таким образом, чтобы направление волокон следовало направлению нагрузки¹.

В меньшей степени то же относится ко многим другим конструкционным материалам, в особенности к углеродистым сталям (включения цементита Fe_3C) и высококачественным легким металлам (включения FeAl_3 , CuAl_2 , Mg_2Si , NiAl_3)². К этому склонны, вследствие их обычно не очень большой способности к изменению формы, также сплавы высокой прочности (хромоникелевые стали, наиболее высокопрочные алюминиевые сплавы).

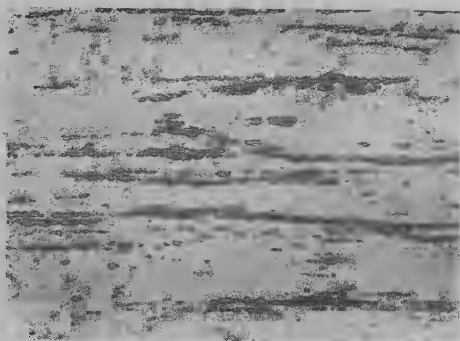
¹ Wendt, K.: Kruppsche Mh. Bd. 3. (1922) S. 121—167. Steudel, H.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 131—137

² Steudel, H.: a. a. O.

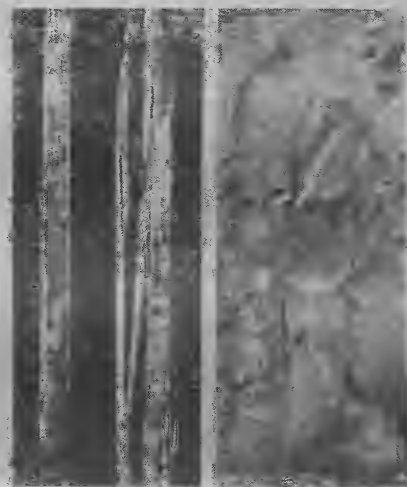
Такие материалы дают обычно слоистый или шиферный излом, так называемый волокнистый излом. Подобное расслоение, наблюдаемое у нагартованного загрязненного алюминия¹ и алюминиевомагниевого сплавов (магналий)² (фиг. 24), очевидно также объясняется этим.

Строчечная структура не является результатом одного только холодного деформирования, но возникает обычно уже при горячем деформировании. Многие кристаллические фазы подобно цементиту в сталях могут быть переведены при отжиге в менее вредную форму круглых зерен и более равномерно распределены, так как они при высоких температурах переходят в раствор. Однако для этого необходимы высокие температуры и длительные отжики, т. е. специальная обработка. При этом многие включения вообще не видоизменяются при такой обработке.

Так как при горячем деформировании материал прорабатывается



Фиг. 23. Вытянутые включения в сплаве алюминия. Травление концентрированным раствором $\text{HNO}_3 + \text{K}_2\text{Cr}_2\text{O}_7 \times 50$



Фиг. 24. Расслоение магниевого листа (7% Mg) под воздействием морской воды. $\times 3$.

незначительно и поэтому включения оказываются более крупными, чем при холодном деформировании, то в этом случае, например в поковках, устанавливается особенно сильно выраженное действие строчечной структуры. Штейдель находит в поковках из легированных сталей с повышенным содержанием шлаков приблизительно на 35% меньшую прочность в поперечном направлении, на 70% меньшее удлинение и до 90% меньшее поперечное сужение, чем в продольном направлении. В то же время хромоникелевая сталь с малым содержанием шлака обнаруживает некоторое различие только в поперечном сужении³. Еще более значительны различия в никельсодержащих алюминиевых сплавах. Испытания большого количества поковок из алюминиевых сплавов показали в особенности большие различия в числе гибов образцов, отобранных в различных направлениях (ср. табл. 1).

¹ Heyn E. u. O. Bauer: Mitt. dtsch. Mat.-Prüf.-Anst. Bd. 29 (1911) S. 1—28.

² Brenner, P.: Z. Metallkde. Bd. 25 (1933) S. 252—258.

³ Steudel, H.: a. a. O.

Таблица 1

Влияние отбора образца на механические свойства
в крупной поковке из легкого сплава

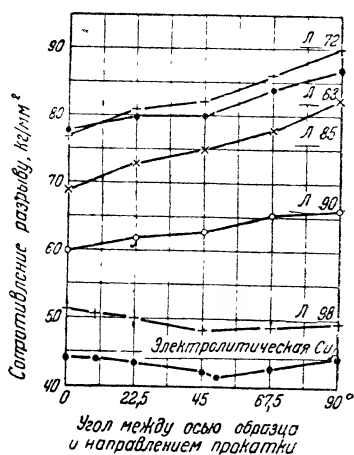
Механические свойства	Параллельно волокнам	Перпендикулярно волокнам
Сопротивление разрыву, кг/мм ² {	37,4 } 37,7 } 37,7 }	35,0 } 31,6 } 34,4 } 34,8 }
Удлинение, % {	28 } 29 } 27 }	13 } 10 } 12 } 15 }
Число гибов {	5 } 6 } 4,5 }	1 } 3/4 } 3/4 } 1 3/4 }

Самый процесс холодного или горячего деформирования естественно затрудняется благодаря наличию включений; часто вредными оказываются уже совсем малые количества. Особенно это относится к случаю, когда на границах зерен образуется хрупкая сетка. Подобные затруднения обнаруживаются преимущественно при горячем деформировании (ср. § 53).

§ 18. Зависимость свойств от направления в листовом материале

Зависимость свойств от направления установлена также на сильно деформированном листовом материале, причем как раз на таких сплавах, которые сравнительно свободны от нерастворимых примесей (чистые металлы, твердые растворы). Эта анизотропия может быть весьма различной для различных материалов, как показывают многочисленные исследования, и зависит в основном от их кристаллической структуры.

Для металлов и сплавов с центрогранной решеткой устанавливаются в этом отношении, как показывает фиг. 25, две различные группы¹. В одной из этих групп, которая включает алюминий, медь и, вероятно, большинство металлов с подобной им кристаллической решеткой, сопротивление разрыву образцов вдоль и поперек направления прокатки приблизительно одинаково, причем около



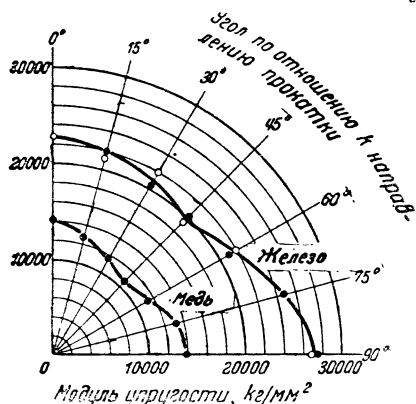
Фиг. 25. Анизотропия сопротивления разрыву в медных и латунных листах.

¹ Bauer, O., Frhr. v. Göler u. G. Sachs: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 202—208. Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 56 (1929) S. 495—502.

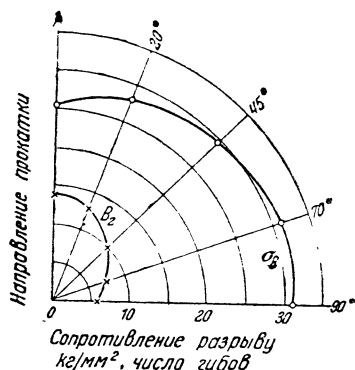
направления в 45° существует слабый минимум. Напротив у латуни¹ и серебра обнаруживается падение прочности с увеличением угла, под которым отбирается образец к направлению прокатки. Для латуни еще большие различия установлены для числа гибов, вследствие чего поперечные образцы при гибочных работах требуют значительно больших радиусов, чем продольные образцы².

Для стали устанавливают обычно более высокое сопротивление разрыву и предел текучести и более низкое удлинение в поперечном направлении³.

Виртсом⁴ для меди и Гоенсом и Шмидом⁵ для железа установлена также сильная зависимость модуля упругости от направления (см. фиг. 26). С этим связано образование характерных звуковых фигур (Klangfiguren) на поверхности листа при вибрировании, располагающихся в соответствии с его текстурой⁶.



Фиг. 26. Анизотропия модуля упругости в катаных медных и железных листах (по опытам Виртса, Гоенса и Шмидта).



Фиг. 27. Анизотропия сопротивления разрыву и числа гибов в цинковых листах.

Из физических свойств, зависящих от направления, для центральных металлов можно указать только на магнитные свойства⁷.

Еще сильнее и многообразнее выражена анизотропия у цинковых листов. В соответствии с фиг. 27 в этом случае минимальными оказываются сопротивление разрыву в направлении прокатки и число гибов в поперечном направлении⁸. Модуль упругости в направлении прокатки

¹ Price, W. B. a. P. Davidson: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Inst. Met. Div. 1916 P. 133.

² Straw, W. A., M. D. Helfrick a. C. R. Fischrupp: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Inst. Met. Div. 1931 P. 317—328.

³ Winlock, I. a. G. L. Kelley: Trans. Amer. Soc. Stl. Treat. v. 12 (1927) P. 635—650.

⁴ Weerts, J.: Z. Metallkde. Bd. 25 (1933) S. 101—103.

⁵ Goens, E. u. E. Schmid: Naturwiss. Bd. 19 (1931) S. 520—524.

⁶ Tammann, G. u. W. Riedelsberger: Z. Metallkde. Bd. 18 (1926) S. 105—111, 149—154.

⁷ Dahl, O. u. J. Pfaffenberger: Z. Physik Bd. 71 (1931) S. 93—105, Akulov, N. u. N. Bruchatov: Ann. Physik (6) Bd. 15 (1932) S. 741—749.

⁸ Meyer, D.: Metallurgie Bd. 3 (1906) S. 53—59. Moore, H. F. Univ. Illinois Bull. Engng. Exp. Stat. v. 9 (1911) Nr. 52. Ingall, D. H.: J. Inst. Met., Lond. v. 26 (1921 II) P. 281—320 Sachs, G.: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 187—193. Bauer, O., J. Weerts u. F. Beck: Metallwirtsch. Bd. 12 (1933) S. 615—618.

меньше на 10%, чем в поперечном направлении¹; тепловое расширение максимально в направлении нормали к листу, в направлении прокатки оно составляет около $4/5$ и в поперечном направлении около $1/2$ максимального значения².

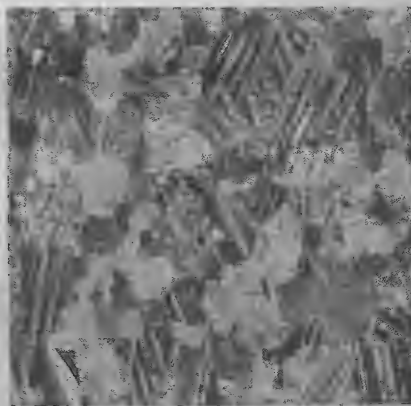
§ 19. Скольжение и двойникование

Анизотропия в листовом материале объясняется тем, что кристаллиты в листах ориентируются определенным образом в направлении обработки. Для объяснения явлений, происходящих в силу этого в производственных материалах, остановимся кратко на закономерностях, наблюдаемых при деформировании монокристаллов³.

В обычном поликристаллическом материале после деформации наблюдаются два характерных изменения.



Фиг. 28. Линии скольжения на полированной поверхности медного (литого) образца, претерпевшего осадку; без травления.
× 160.



Фиг. 29. Двойники в цинке. Травление концентрированным раствором $\text{HCl} + \text{KClO}_3$.
× 8.

На полированной поверхности внутри отдельных кристаллов обнаруживаются одна или несколько систем параллельных полос (фиг. 28). Эти линии скольжения часто направлены прямолинейно, иногда же, например у железа, они весьма неравномерны. Отдельные участки кристаллита между полосами сохраняются повидимому неизменными.

У некоторых металлов в кристаллах появляются, кроме того, более или менее неравномерно ограниченные полосы; при травлении (фиг. 29) внутри первоначальных зерен обнаруживаются другие кристаллы. Многие из этих двойниковых полос направлены параллельно друг другу и кажутся одинаковыми в отраженном свете.

Уже ранее была обнаружена связь этих явлений с тем фактом, что кристаллиты в металлических телах ведут себя при пластической дефор-

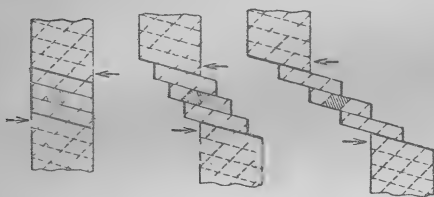
¹ Schmid, E. u. G. Wassermann: Z. Metallkde. Bd. 23 (1931) S. 87—90.

² Jubitz, W.: Z. techn. Physik Bd. 7 (1926) S. 522—527. Schmid, E. u. G. Wassermann: a. a. O.

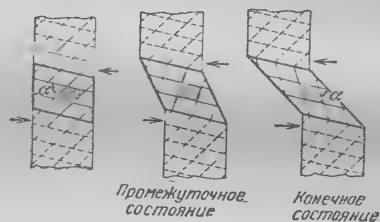
³ См. обзорную статью E. Schmid: Metallwirtsch. Bd. 7 (1928), S. 1011—1015, Sachs, G.: Handbuch der experimentellen Physik Bd. 5. (1930), S. 3—134.

мации так же, как это было установлено ранее для ряда минеральных кристаллов¹.

Механизм деформирования состоит в том, что кристалл разбивается на параллельные полосы (фиг. 30), сдвинутые друг относительно друга, однако без нарушения их связи. Это называют трансляцией или скольжением.



Фиг. 30. Схематическое изображение скольжения (трансляции).



Фиг. 31. Схематическое изображение образования двойников при деформации (простой сдвиг).

Так как кристаллы с высокой симметрией (кубические кристаллы) обладают возможностью скольжения во многих направлениях, они легко переводятся при деформации в любую желательную форму. Напротив, деформация кристаллов с низкой симметрией, каковы кристаллы цинка и висмута, связана с значительными трудностями.

Другая возможность деформирования основывается на том, что в соответствии с фиг. 31, определенные части кристаллита переходят при этом в положение, зеркальное по отношению к ранее занимавшемуся. Однако этот простой сдвиг, или двойникование, имеет место лишь при некоторых кристаллических формах (цинк², кадмий³, магний⁴, олово⁵, висмут⁶, железо⁷). Оно отличается от скольжения тем, что геометрическая форма кристалла строго устанавливается после деформации и размер деформации вследствие этого сравнительно мал.



Фиг. 32. Двойники рекристаллизации в отожженном томпаке (J180). Травление $\text{FeCl}_3 \times 80$.

¹ Ewing, I. A. a. W. Rosenhain: Philos. Trans. Roy. Soc., Lond. [A] v. 193 (1899) P. 353—375, v. 195 (1900) P. 279—301. Tammann, G.: Lehrbuch der Metallkunde.

² Mathewson, C. H. a. A. J. Philips: Trans. Amer. Inst. min. metallurg., Inst. Met. Div. 1927 P. 143—189, 1928 P. 445—452. Mathewson, C. H.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928. P. 7—54. Schmid, E. u. G. Wassermann: Z. Physik Bd. 48 (1928) S. 370—383.

³ Boas, W. u. E. Schmid: Z. Physik Bd. 54 (1929) S. 16—45.

⁴ Schiebold, E. u. G. Siebel: Z. Physik Bd. 69 (1931) S. 458—482. Schmid, E. u. H. Seliger: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 409—411, 421—424.

⁵ Obinata J. u. E. Schmid: Z. Physik: Bd. 82 (1933) S. 224—234.

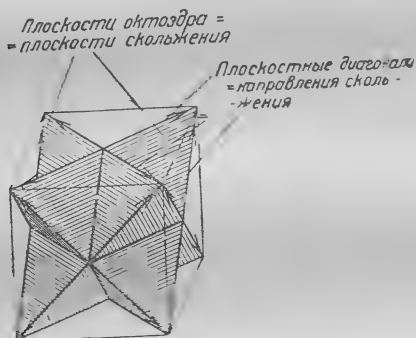
⁶ Wassermann, G.: Z. Kristallogr. Bd. 75 (1930) S. 369—378.

⁷ Schrader, A. u. E. Wiess: Z. Metallkde. Bd. 15 (1923) S. 284—285. Neill H. O.: J. Iron Steel Inst. v. 109 (1924 I) P. 93—108. Fahrenhorst, W. u. E. Schmid: Z. Physik Bd. 78 (1932) S. 383.

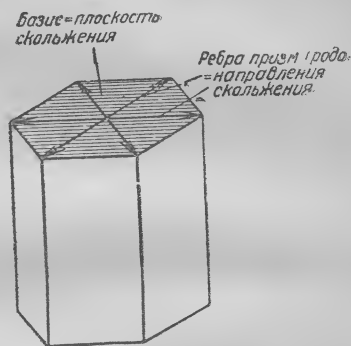
Во многих металлах и притом в большинстве центрогранных металлов двойники возникают не при деформации, а только после рекристаллизации. Эти двойники рекристаллизации в соответствии с фиг. 32 ясно отличаются от двойников деформации с их обычно строго прямолинейными ограничениями.

§ 20. Плоскости скольжения и направления скольжения

Как скольжение, так и двойникование суть процессы, которые свойственны исключительно кристаллической материи. Кристаллит внешне



Фиг. 33.



Фиг. 34.

Фиг. 33 и 34. Плоскости и направления скольжения в кубическом и гексагональном кристаллах.

представляет неправильные формы. Однако атомы в нем во всех трех направлениях расположены строго закономерно. В последующем нас

будет интересовать именно эта структура кристаллита, но не его внешние очертания.

Уже для минералов было установлено, что процессы деформирования вызывают строго закономерные изменения в решетке. Пограничные плоскости пакетов скольжения (Gleitschichte) или двойники, представляют важные кристаллические плоскости, плотно занятые атомами. Равным образом направления скольжения, в которых перемещаются отдельные части решетки относительно друг друга, суть важные кристаллические направления.

В зависимости от симметрии структуры при этом могут возникать несколько равноценных плоскостей скольжения. Так, в кубиче-



Фиг. 35. Начало излома в монокристалле латуни при скольжении по нескольким системам скольжения.

ской системе существуют, как указывает фиг. 33, три плоскости куба (параллельные им плоскости идентичны), четыре плоскости октаэдра, шесть плоскостей ромбического додекаэдра и по двенадцати из большинства других возможных систем плоскостей. В гексагональной системе существуют в соответствии с фиг. 34 только одна плоскость базиса, шесть плоскостей призмы и т. д.

Для центрогранных металлов плоскостью скольжения является плоскость октаэдра¹, для гексагональных² и тетрагональных³ — базис.

Кроме названных плоскостями скольжения могут быть также и другие. Это справедливо по видимому для железа⁴ и является, очевидно, причиной появления характерных неравномерных линий скольжения в этом металле. Также не ясны в этом отношении наблюдения, относящиеся к β -латуни, которая подобно железу, имеет объемноцентрированную решетку⁵.

На каждой плоскости скольжения существует обычно несколько направлений скольжения, например у центрогранных кристаллов на каждой плоскости октаэдра по три плоскостных диагонали (нормали к плоскостям ромбического додекаэдра). Всего в этой системе, следовательно, $4 \times 3 = 12$ возможностей скольжения или, как говорят, систем скольжения (ср. фиг. 33). На фиг. 35 можно видеть, как при более сильных деформациях действуют несколько систем скольжения в монокристалле латуни (J172). Напротив, в гексагональной системе (фиг. 34) возможны лишь немногие системы скольжения — по крайней мере при низких температурах, чем объясняются трудности при обработке таких металлов (ср. §§ 57 и 58).

Совершенно то же справедливо для двойникования.

§ 21. Изменения ориентировки при деформации монокристаллов

Если нагруженно подвергается монокристалл, то скольжение обычно начинается по одной определенной системе скольжения. Это явление основывается на том, что здесь действующее в направлении

¹ Taylor, G. J. a. C. F. Elam: Proc. Roy. Soc., Lond. [A] v. 102 (1923) P. 643—667, v. 108 (1925) P. 28—51, v. 112 (1926) P. 337—361. Taylor, G. J. a. W. S. Farren: Proc. Roy. Soc., Lond. [A] v. 111 (1926) P. 529—551. Elam, C. F. Proc. Roy. Soc., Lond. [A] v. 109 (1925) P. 143—149, v. 112 (1926) P. 289—296, v. 115 (1927), P. 133—169, v. 116 (1927) P. 694—702. Gough, H. J., D. Hanson a. S. J. Wright: Philos. Trans. Roy. Soc., Lond. [A] v. 226 (1926) P. 1—30. Gough, H. J., S. J. Wright a. D. Hanson: J. Inst. Met., Lond. v. 36 (1926) P. 173—190. Karnop, R. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 41 (1927) S. 116—139, Bd. 49 (1928) S. 480—497. Masima, M. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 50 (1928) S. 161—186. Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 55 (1929) S. 581—620. Weerts, J.: Forschungsarb. VDI 1929 Heft 323. Sachs, G. u. J. Weerts: Z. Physik Bd. 62 (1930) S. 473—493. Osswald, E.: Z. Physik Bd. 83 (1933) S. 55—78.

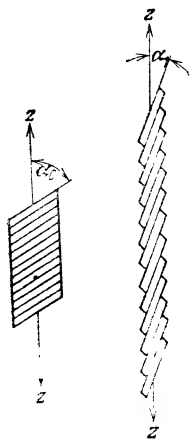
² Mark H., M. Polanyi, u. E. Schmid: Z. Physik Bd. 12 (1922) S. 58—116. Rösbaud, P. u. E. Schmid: Z. Physik Bd. 32 (1925) S. 197—225. Boas, W. u. E. Schmid: Z. Physik Bd. 54 (1929) S. 16—45. Schiebold, F. u. G. Siebel: Z. Physik Bd. 69 (1931) S. 458—462. Schmid, E.: Z. Elektrochem. Bd. 37 (1931) S. 447—459. Schmid E. u. H. Seliger: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 409—411, 421—424.

³ Mark, H. u. M. Polanyi: Z. Physik Bd. 18 (1923) S. 75—96.

⁴ Taylor, G. J. a. C. F. Elam: Proc. Roy. Soc., Lond. [A] v. 112 (1926) P. 337—361. Gough, H. J.: Proc. Roy. Soc., Lond. [A] v. 118, (1928) P. 498—534. Fahrenhorst, W. u. E. Schmid: Z. Physik Bd. 78 (1932) S. 383—394.

⁵ Taylor, G. J.: Proc. Roy. Soc., Lond. [A] v. 118 (1928) P. 1—24. Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Naturwiss. Bd. 16 (1928) S. 412—416.

сдвига напряжение больше, чем во всех других возможных системах скольжения¹. Это напряжение сдвига называется критическим и является важной константой материала².



Фиг. 36. Схематическое изображение вращения решетки (изменения ориентировки) при растяжении монокрystalла.

Дальнейший процесс скольжения определяется этим законом напряжения сдвига. При этом напряжение сдвига изменяется для каждого материала по определенной кривой с величиной скольжения³.

В результате такого скольжения кристаллическая решетка поворачивается относительно направления действующего усилия (фиг. 36). Эти точно устанавливаемые рентгенографически изменения ориентировки, однако, трудно поддаются учету вследствие совместного действия нескольких систем скольжения или же, например в случае цинка, вследствие наложения на этот процесс двойникования. Но во всех случаях с увеличением степени деформации устанавливается постепенное приближение важных кристаллических направлений к главным направлениям процесса деформирования.

Как при этом изменяется ориентировка зависит в основном от природы кристаллической решетки. Она, следовательно, иная у объемноцентрированного железа, чем у центрогранных металлов. Однако также и внутри подобных групп существуют определенные различия. Кристаллы латуни ведут себя несколько иначе, чем кристаллы меди, а магний значительно иначе, чем цинк и кадмий.

§ 22. Текстуры

Вращение решетки кристаллита в поликристаллическом материале в основном происходит так же, как описано выше для монокристалла. Устанавливается текстура; характеризующаяся тем, что кристаллы принимают более или менее строго определенные положения по отношению к главным направлениям нагружения, или, что то же, к главным измерениям тела. Эти положения совпадают с ориентировкой подобным же образом деформированного монокристалла.

Это не значит, однако, что отдельные кристаллиты утрачивают связь друг с другом и затем поворачиваются. Напротив, форма их изменяется в соответствии с изменением внешней формы тела; округленные кристаллы принимают форму тонких вытянутых в длину дисков. Внутри же каждого зерна происходит расщепление кристалла; отдельные участки решетки поворачиваются в пространстве и притом таким образом, что определенные кристаллические направления решетки приближаются к главным направлениям деформации, например при про-

¹ Taylor, G. J. a. C. F. Elam: Proc. Roy. Soc., Lond. [A], v. 108 (1925) P. 28—51.

² Rosbaud, P. u. E. Schmid: Z. Physik Bd. 32 (1925) S. 197—225. Schmid, E.: Metallwirtsch. Bd. 7 (1928) S. 1011—1015.

³ Sachs, G.: Z. VDI Bd. 71 (1927) S. 577—584. Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 41 (1927) S. 103—115. Karnop, R. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 41 (1927) S. 116—139. Schmid, E.: Z. Physik Bd. 40 (1926) S. 39—60. Taylor, G. J.: Proc. Roy. Soc., Lond. [A], v. 116 (1927) P. 39—60.

катке — к направлению прокатки, поперечному направлению и нормалью к листу. Начиная с определенной степени деформации, можно установить, что все кристаллы располагаются в одну или несколько подобных ориентировок. Деформированное тело получает «текстуру».

Анизотропность свойств кристалла означает, что различные образцы, взятые из большого кристалла, в зависимости от их положения по отношению к кристаллической решетке или ориентировке обнаруживают различные свойства. Такие большие кристаллы редко встречаются в металлических изделиях; однако существуют способы изготовления монокристалльных образцов, обнаруживающих все свойства, которые следует ожидать от различно ориентированных кристаллов.

Границы зерен в металлах являются немаловажным фактором. О влиянии их мы получаем представление при растяжении образцов. В то время как монокристалл при растяжении принимает плоские формы, кристаллит в поликристаллическом агрегате вынужден приблизительно сохранять свои округлые формы вследствие действия соседних кристаллитов. Аналогичным образом будет себя вести также монокристалл, если при деформации, например при протяжке через волоочильное очко, он будет находиться в подобных же условиях¹. О связи между изменением ориентировки монокристаллов и текстуры в поликристаллическом агрегате нет еще достаточно ясных представлений, хотя и несомненно, что такие простые соотношения, как только что описанные, существуют.

Вероятно также, что текстура, установленная при каком-то определенном процессе деформирования, в значительной степени зависит от особенностей этого процесса. Во всяком случае результаты многочисленных исследований² листов и тянутой проволоки из одного и того же металла не всегда совпадают. Также не исследовано подробно влияние степени обжатия³ и других условий деформации⁴.

К этому присоединяется еще то обстоятельство, что поверхностные слои тянутой проволоки, а также катаных листов деформируются сильнее и менее равномерно вследствие трения об инструмент, чем внутренние слои (ср. § 8). Текстура поверхности поэтому получается иной и более размытой, чем текстура сердцевины. У поверхностного слоя текстура может также особенно сильно изменяться, что нельзя сказать о сердцевине; только листы, прокатанные в пакете, имеют одинаковую текстуру по всей толщине⁵.

Однако несмотря на эти различия текстура металла в значительной мере определяется кристаллической решеткой и процессом деформирования, в особенности в том случае, если, как это часто имеет место, поверхностные слои удаляются и рассматривается лишь текстура внутренних слоев.

Так, в листах центрогранных металлов и сплавов при многочисленных исследованиях обнаружены по большей части две приблизительно

¹ Sachs, G. u. E. Schiebold: Naturwiss. Bd. 13 (1925) S. 964—968.

² См. обзорную статью G. Sachs в Handbuch der experimentellen Physik Bd. 5 (1930) S. 3—134. Gonell, W.: Handbuch der physikalischen und technischen Mechanik Bd. 4, 2 (1931) S. 272—285. Schmid, E. u. G. Wassermann: Handbuch der physikalischen und technischen Mechanik Bd. 4, 2 (1931) S. 319—351.

³ Bachmetew, E. F.: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 451—454.

⁴ Vargha, G. u. G. Wassermann: Z. Metallkde. Bd. 25 (1933) S. 310—313.

⁵ Caglioti, V. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 1—4.

одинаково сильно представленных ориентировки¹. Однако в латунях и вероятно в серебре существует главным образом одна из этих ориентировок. То же относится к проволоке из центрогранных металлов, где участие обеих ориентировок весьма различно у разных металлов².

Текстура проката и протяжки у объемноцентрированных металлов напротив иная, чем у центрогранных. Особенно выраженные текстуры существуют еще у гексагональных металлов, причем и в этом случае они оказываются различными для разных металлов. У магния текстура отличка от текстур цинка и кадмия.



Фиг. 37.



Фиг. 38.

Фиг. 37. и 38. Рентгенограммы, полученные по методу Дебай-Шеррера (или по методу съемки порошка на плоской пластинке) для отожженного листа алюминия с неупорядоченными кристаллами (без текстуры) и прокатанного листа алюминия с текстурой проката).

Кроме текстур проката и протяжки, исследована также ориентировка в металлах после растяжения, осаживания, скручивания³ также при особых видах деформации, например при ковке и прессовании⁴. При вытяжке полых изделий деформация различна в разных участках; в соответствии с этим в данном случае обнаруживаются все переходы от текстуры растяжения до текстуры осаживания⁵. Это исследование указывает также, что текстура определяется лишь деформированным со-

¹ Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 41 (1927) S. 873—888. Bd. 56 (1929) S. 477—484. Wever, F. u. W. Schmidt: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 9 (1927) S. 265—272. Thewlis, J.: Philos. Mag. (7) v. 10 (1930) P. 953—961.

² Schmid, E. u. G. Wassermann: Z. Physik Bd. 43 (1927) S. 779—794.

³ Ono, A.: Mem. Coll. Kyushu Imp. Univ. Fukuoka v. 2 (1922) P. 261—275, v. 3 (1925) P. 195—224, 267—286. Sachs, G. u. E. Schiebold: Naturwiss. Bd. 13 (1925) S. 964—968. Wever, F.: Z. techn. Physik Bd. 8 (1927) S. 404—407.

⁴ Sachs, G. u. E. Schiebold: Z. VDI Bd. 69 (1925) S. 1557—1561, 1601—1604. Wever, F. u. E. Schmid: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. Düsseld. Bd. 11 (1929) S. 109—122; Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 133—140.

⁵ Herrmann, L. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 13 (1934).

стоянием, тогда как напряженное состояние не играет при этом роли¹.

Определение текстуры производится преимущественно с помощью рентгеновых лучей². Для неупорядоченного кристаллического агрегата например для порошка, монохроматический снимок дает замкнутые интерференционные кольца (см. фиг. 37). Текстура, напротив, характеризуется тем, что на таких дебай-шерреровских снимках зачернены лишь отдельные области интерференционных колец (фиг. 38). Расположение этих пятен характерно для данной текстуры и при некотором навыке возможно приблизительное ее определение. Точное определение текстуры весьма затруднительно; оно требует многих снимков и остается до известной степени ненадежным даже и в этом случае, если пятна получаются не совсем резкими³. Рентгенографический анализ можно заменить до известной степени металлографическим методом измерения рефлексов травления⁴ или фигур травления⁵.

§ 23. Текстура и свойства

Связь между текстурой и анизотропией свойств в листе дается тем, что некоторые свойства монокристаллов в сильной степени зависят от их ориентировки.

В кубических металлах это относится ко всем механическим свойствам и упругим константам, а в ферромагнитных металлах также к магнитным свойствам. Степень этой анизотропии может быть весьма различной в разных случаях. В остальных металлах с низкой симметрией решетки анизотропны не только механические свойства и упругие константы, но также все физические свойства, электро-и теплопроводность, тепловое расширение и т. д. Различно также отношение к воздействию химических реагентов на различных кристаллических плоскостях.

Установленная в листах анизотропия различных свойств находится в полном соответствии с анизотропией в кристаллах⁶. В сильно деформированном состоянии различно ориентированные кристаллиты в листе различаются по своим свойствам совершенно так же, как нарушенные монокристаллы. Вычисленная из их анизотропии зависимость свойств от направления в листе несмотря на значительное рас-

¹ Sachs, G. u. E. Schiebold: Naturwiss. Bd. 13 (1925) S. 964—968. Göler Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Physik. Bd. 41 (1927). S. 873—888. Wever, F. u. W. E. Schmid: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 11 (1929). S. 109. Z. Metallkde. Bd. 22 (1930). S. 133—140. Boas, W. u. E. Schmid: Z. techn. Physik Bd. 12 (1931). S. 71—75.

² Uspenski, N. u. S. Konobejewski: Z. Physik. Bd. 16 (1923). S. 215—227. Mark, H. u. K. Weissenberg: Z. Physik. Bd. 14 (1923). S. 328—341. Bd. 16 (1923). S. 314—328.

³ Wever, F.: Z. Physik. Bl. 28 (1924). S. 69—80. Sachs, G. u. E. Schiebold: Z. VDI. Bd. 69 (1925) S. 1557—1561, 1601—1604. Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Physik. Bd. 41 (1927) S. 873—888. Wever, F. u. W. Schmid: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 9 (1927). S. 265—272.

⁴ Tammann, G.: Z. techn. Physik. Bl. 7 (1926) S. 531—534. Tammann G. u. A. Müller: Z. Metallkde. Bd. 18 (1926) S. 69—74. Tammann, G. u. H. H. Meyer: Z. Metallkde. Bd. 18 (1926). S. 176—181, 339—342. Tammann, G. u. A. Heinzel: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 167 (1927). S. 173—182; Z. Metallkde. Bd. 19 (1927). S. 338—341.

⁵ Köster, W.: Z. Metallkde. Bd. 18 (1926) S. 112—116, 219—220.

⁶ Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Physik. Bd. 56 (1929) S. 495—502. Schmid, E. u. G. Wassermann: Z. Metallkde. Bd. 23 (1931). S. 87—90. Goens, E. u. E. Schmid: Naturwiss. Bd. 19 (1931). S. 520—524. Weerts, J.: Z. Metallkde. Bd. 23 (1931). S. 101—103.

сеяние текстур существует почти в столь же сильной степени, как и в случае идеальной текстуры с точно параллельно ориентированными кристаллами.

Установлена еще одна зависимость свойств поликристаллического агрегата от текстуры, которую пока не удалось связать со свойствами кристаллов. Речь идет об исследованиях Эдмундса и Фуллера, которые установили на цинковых листах, что способность к гibu у листов с неравномерной (abweichend) текстурой в поверхностных слоях, значительно выше, чем у листов с текстурой, одинаковой по всей толщине¹.

Изменения модуля упругости при холодном деформировании также следует рассматривать (по крайней мере отчасти) как результат определенной направленности. При этом участвуют, вероятно, также собственные напряжения (ср. § 93). Более подробных исследований в этом направлении не производилось.

§ 24. Фигуры течения и выраженный предел текучести

Кроме кристаллографических процессов течения в некоторых металлах может устанавливаться подобного же рода течение в больших областях.

Наиболее известное явление этого рода представляют фигуры течения в мягкой стали². При растяжении можно хорошо наблюдать как течение начинается у одного конца образца и постепенно распространяется по всей его длине. Пришедшие в состояние течения участки позволяют обнаружить на светлом почти недеформированном фоне³ появившиеся под углом приблизительно в 50° к направлению действующего усилия матовые полосы, фигуры течения, указывающие на происшедшие сильные сдвиги и упрочнение в железных кристаллах. Точные измерения показывают, что фигуры течения связаны со значительными остаточными деформациями в соответствии с длиной участка неизменной нагрузки у предела текучести⁴. При более сильных деформациях фигуры течения исчезают на общем фоне, который становится матовым.

Неравномерное течение металла, обнаруживаемое по фигурам течения, можно установить также внутри тела при помощи особого способа травления⁵. Эти открытия Фри фигуры дают наглядную картину нагружения, которому подвергалось тело, так как они отвечают макроскопическим сдвигам, которые почти совпадают с плоскостями и направлениями наибольших напряжений сдвига⁶.

¹ Edmunds, G. a. M. L. Fuller: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1932 P. 175—189.

² Lüders, W.: Dinglers polytechn. J. v. 155 (1860) P. 18. Hartmann, L. Distributions des déformations dans les métaux soumis à des efforts. Paris und Nancy 1896.

³ Moser, M.: Stahl u. Eisen Bd. 48 (1928) S. 1601—1606.

⁴ Kuntze, W. u. G. Sachs: Z. VDI Bd. 72 (1928) S. 1011—1016.

⁵ Fry, A.: Kruppsche Mn. Bd. 2 (1921) S. 117—126. Strausz, B. u. A. Fry: Stahl u. Eisen Bd. 41 (1921) S. 1133—1137. Meyer, H. u. W. Eichholz: Ber. Werkstoffaussch. V. D. E. 1922 Nr. 20. Turner, T. H. a. J. D. Jevons: J. Iron Steel Inst. v. 111 (1925) P. 169—189. Jevons, J. D.: J. Iron Steel Inst. v. 111 (1925) P. 191—213.

⁶ Kirsch, B.: Mitt. K. techn. Vers. Anst. Berlin Bd. 6 (1888) S. 35—48. Nadai, A.: Z. angew. Math. Mech. Bd. 1 (1921) S. 20—28, Bd. 3 (1925) S. 442—454; Z. techn. Physik Bd. 5 (1924) S. 369—378; Ber. Werkstoffaussch. V. D. E. 1925 Nr. 56. Bader, W. u. A. Nadai: Z. VDI Bd. 71 (1927) S. 317—323. Siebel, E. u. A. Pompe: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 8 (1926) S. 63—77. Sachs, G.: Z. techn. Physik Bd. 8 (1927) S. 132—141.

На окисленных, покрытых слоем краски или облуженных образцах фигуры течения становятся видимыми, потому что растрескивается покровный слой.

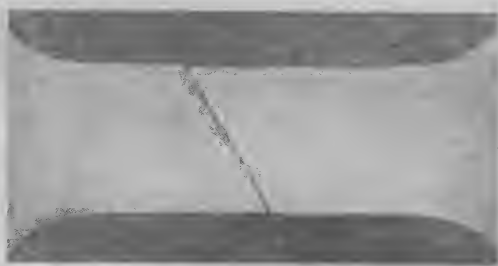
Природа фигур течения еще не объяснена полностью. При очень сильных увеличениях в мягкой стали обнаруживают по Ганеману пленки вокруг кристаллов феррита, которые при деформировании разрушаются вследствие своей хрупкости¹.

Точка зрения, что сталь представляет тело из мягких кристаллов железа, окруженных хрупким скелетом (цементита?), объясняет так удовлетворительно все явления, связанные с пределом текучести и фигурами течения².

При листовых работах, гнутье, волочении и т. д. фигуры течения могут оказаться вредным фактором, так как деформированное тело приобретает вследствие этого некрасивую отделку с неравномерной поверхностью. Однако применением особой термической обработки можно значительно ослабить выраженность предела текучести в стали, а вместе с тем и появление фигур течения³. Еще проще устраняют их, применяя стальной лист для обработки не в нормализованном, т. е. отожженном [выше точки превращения $(\text{A}_3)\alpha \rightarrow \lambda$ (900°)] состоянии, а лишь после некоторого упрочнения его в области неравномерных деформаций. Такие малые деформации обычны при правке и прогладке листовой стали.

Фигуры течения наблюдаются также и в других сплавах. Так, алюминиевые сплавы, если они закаляются с температур выше 500°C , особенно склонны к образованию резко выраженных параллельных полос (как на фиг. 39) при сильных деформациях⁴. В данном случае они также появляются в особенно сильно деформированных слоях, как установлено, например, при помощи рекристаллизации.

Выраженный предел текучести, который у стали появляется одновременно с фигурами течения, существует также у некоторых цветных металлов, хотя и в менее явной степени. Появление резкого предела текучести у латуни с 63% меди (Л63) считается признаком сравнительно быстрого охлаждения этой латуни с высоких температур, благодаря чему сохраняется отчасти β -фаза⁵.



Фиг. 39. Фигуры течения в растянутом образце из алюминиевого сплава в состаренном состоянии (по Кунце).

¹ Hanemann, H. A. Schrader u. W. Tangerding: Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 6 (1932/33) S. 567—570.

² Ludwik, P. u. R. Scheu: Ber. Werkstoffaussch. V. D. E. 1925 Nr. 70. Kuntze, W. u. G. Sachs: Z. VDI Bd. 72 (1928) S. 1011—1016.

³ Ludwik, P. u. R. Scheu: Ber. Werkstoffaussch. V. D. Eisenhüttenl. 1925 Nr. 70. Köster, W.: Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 2 (1928/29) S. 503—522. Köster, W. u. H. Tiemann: Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 5. (1931/32) S. 579—586.

⁴ Portevin, A. S. F. Le Chatelier: Rev. Métallurg. v. 21 (1924) P. 233—246. Kuntze, W.: Z. Metallkde. Bd. 23 (1930) S. 14—22; Mitt. dtsch. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 14 (1930) S. 63 Abb. 3. Böhner, H. u. R. Vogel: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 169—175.

⁵ Köster, W.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 304—310.

ОТПУСК И ОТЖИГ

§ 25. Назначение и действие отжига

Одной из важнейших производственных операций при обработке металла является выдерживание его в течение более или менее длительного времени при высоких температурах. Такая обработка материала может преследовать различные цели.

Она применяется, во-первых, для нагрева материала перед горячим деформированием. Для большинства металлов, подвергаемых горячей обработке, непосредственная обработка еще горячей отливки обычно не производится. Ей дают остыть и затем нагревают вновь до требуемой температуры. Часто такой нагрев необходимо повторять несколько раз, так как полная горячая обработка требует слишком много времени, чтобы материал сохранил достаточную температуру до конца обработки. Заключительный отжиг в данном случае служит для получения равномерных свойств при последующем холодном деформировании или при применении материала.

При холодном деформировании отжиг выполняет в основном два назначения.

Во-первых, большинство материалов при холодном деформировании упрочняется настолько сильно, что дальнейшая обработка их невозможна без опасения за разрушение. Отжигом металлу сообщаются свойства, присущие литому или правильнее сказать горячеобработанному продукту. В действительности состояние, достигаемое в результате последовательного применения холодной обработки и отжига, во многих отношениях лучше и равномернее литого или горячеобработанного состояния.

Далее отпуск и отжиг служат для того, чтобы сообщить материалу совершенно определенные свойства. Так как различные свойства очень различно изменяются с температурой и временем отжига¹, правильный режим отпуска или отжига еще до сих пор нередко является особым искусством. Только применение печей, позволяющих поддерживать очень точно постоянство и равномерность температур, а также работать в безвредной атмосфере (ср. § 50), облегчает достижение требуемых свойств.

Вызываемые отжигом изменения в материале могут быть двойного рода. Собственно целью отжига является обычно изменение состояния материала (изменение свойств), что зависит исключительно от температурных условий, т. е. прежде всего от температуры и продолжительности отжига, а также от скорости нагрева и охлаждения.

Скорость охлаждения имеет особое значение для таких сплавов, которые претерпевают при охлаждении изменения состояния (превращения, старение, эвтектоидный распад). О таких «улучшающихся» или «стареющих» сплавах будет подробно сказано далее. Но уже здесь необ-

¹ Masima, M. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 51 (1928) S. 321—327, Bd. 54 (1929) S. 666—673. Tammann, G. u. F. Neubert: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 207 (1932) S. 87—92. Tammann, G. u. K. L. Dreyer: Ann. Physik Bd. 16 (1933) S. 111—119, 657—666. Tammann, G. u. G. Bandel: Ann. Physik Bd. 16 (1933) S. 120—128. Tammann, G. u. G. Moritz: Ann. Physik Bd. 16 (1933) S. 667—679. Tammann, G. u. V. Caglioti: Ann. Physik Bd. 16 (1933) S. 680—684. Tammann, G. u. H. J. Rocha: Ann. Physik Bd. 16 (1933) S. 861—864. Dreyer, K. L. u. G. Tammann: Heraeus-Vakuumschmelze 1933 S. 86—108.

ходимо отметить, что чрезвычайно многие сплавы и даже некоторые так называемые чистые металлы претерпевают изменения состояния вследствие наличия в них неизбежных примесей. Такими примесями для железа являются углерод и кислород (также превращение $\alpha \rightarrow \gamma$), для алюминия — кремний. Наблюдаемые иногда при термической обработке «необъяснимые» явления в сплавах с большой вероятностью можно объяснить наличием подобных процессов старения или превращения.

Помимо собственно физического действия отжига, для практики большое значение имеют побочные факторы отжига, влияющие на состав материала. Речь идет о реакциях между материалом и атмосферой печи, которые или приводят к образованию инородного поверхностного слоя или могут изменить химический состав и, следовательно, свойства материала вследствие проникновения газов. В ряде случаев такие реакции используются для получения новых сплавов.

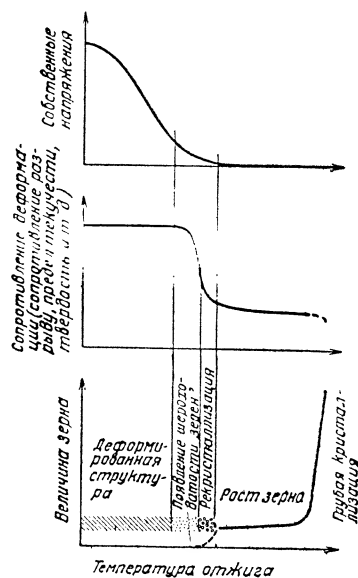
§ 26. Изменения свойств при отпуске и отжиге

Изменения свойств, вызываемые в деформированных металлах и других кристаллических телах при повышении температуры, чрезвычайно сложны. При нагреве до достаточно высокой температуры изменяются обычно как все свойства, так и структура материала.

В то время как после обнаружения явления рекристаллизации в сплавах обычно считали, что как раз с этим явлением связаны наблюдаемые изменения свойств, исследования последних лет показали со всей достоверностью, что столь простой связи между структурой и свойствами не существует. Механическое разупрочнение и повышение электропроводности для многих материалов наступают с началом рекристаллизации и завершаются с окончанием этого процесса. Однако во многих других случаях несомненно устанавливается повышение электропроводности, в то время как еще не обнаруживается никакого разупрочнения, а разупрочнение завершается в большей своей части, когда появляются первые признаки рекристаллизации (ср. § 31). Так, нерастворимые примеси часто значительно замедляют процесс рекристаллизации. В то время как на температуры изменений механических и физических свойств материала они почти не влияют.

При постепенном повышении температуры при известных условиях удается проследить для некоторых материалов наличие четырех различных процессов в такой последовательности: 1) снятие напряжений, 2) разупрочнение, 3) рекристаллизация, 4) укрупнение зерна.

Как показано на фиг. 40, эти процессы всегда налагаются один на



Фиг. 40. Схематическое изображение изменений при отжиге однодеформированного материала.

другой, однако во многих случаях можно ясно обнаружить их особый характер и ход.

Лежит ли в основе этих процессов одно и то же явление, пока совершенно неясно. Правда, было бы совершенно неосновательно считать, что между изменениями свойств и изменениями структуры, вызванными деформированием, нет связи. Это несостоятельно уже потому, что совершенно невозможно произвольное изменение какого-либо одного определенного свойства или одной только структуры деформированного материала путем отжига. Напротив, определенная связь между процессами несомненно существует. Но, с другой стороны, в ряде случаев изменения свойств и структуры обнаруживают совершенно различный характер. Так, при многократном деформировании можно получить сильно упрочненное состояние, которое при отпуске хотя и разупрочняется, но не рекристаллизуется (ср. § 46). Однако последовательность процессов во всех случаях сохраняется в том виде, как указано на фиг. 40. Следовательно, можно принять как общее правило, что собственные напряжения снимаются прежде, чем становится заметным разупрочнение, и что последний процесс может продвигаться довольно далеко, не содействуясь еще изменениями структуры. Однако никогда разупрочнение не может быть связано с сохранением сильных собственных напряжений или рекристаллизация — с сохранением упрочнения.

§ 27. Общее влияние температуры и времени

За определенное внутреннее родство всех этих процессов говорит еще и то обстоятельство, что все они сильно зависят от времени. Если деформированный материал довести внезапно до определенной температуры, при которой мы в состоянии установить возможные остаточные изменения, то мы найдем, что изменения эти устанавливаются не сразу, а лишь с определенной скоростью. При высоких температурах скорость эта столь велика, что получается впечатление «спонтанного» процесса. Однако при помощи более точных измерений удастся показать, что разупрочнение следует определенному временному закону, что при рекристаллизации происходит образование новых мелких кристаллов и рост их и т. д. Во всяком случае для различных процессов этот временной закон довольно различен.

С повышением температуры очень сильно увеличивается скорость всех этих процессов, обычно по закону какой-либо показательной функции. Часто применяемое правило, заимствованное из химической кинетики, гласит, что при повышении температуры на 10° скорость увеличивается вдвое (ср. например, § 46). Это правило во многих случаях с успехом применяется как при исследовании снятия напряжений, так и при исследовании разупрочнения и рекристаллизации. Правда, часто увеличение скорости вдвое наблюдается лишь при значительно большем повышении температуры, чем на 10° (особенно при высоких температурах); однако для качественной оценки точность названной цифры менее важна, чем то обстоятельство, что влияние температуры всегда очень сильно.

Из вышесказанного о зависимости скорости от температуры следует прежде всего, что ниже некоторых предельных температур все процессы практически прекращаются. Поэтому в технике всегда необходимо перейти определенный «температурный порог», чтобы желательные изменения действительно наступили. Этот порог для всех легко-

плавких металлов и даже для очень чистых меди, серебра и золота лежит около комнатной температуры. Задерживание процессов в этих случаях возможно лишь путем длительного выдерживания материала ниже 0° .

Другое следствие, которое мы получаем из этой зависимости, это то, что определенный результат отпуска может быть достигнут различными путями, т. е. или применением длительной выдержки при низких температурах или применением высокой температуры при коротких выдержках. Эта свобода в выборе режима отжига имеет немалое значение, что часто недооценивается. Так, если требуется материал с определенной величиной зерна, то это состояние возможно получить, применяя различную обработку. Так как, однако, прочие свойства материала не обнаруживают той же температурной и временной зависимости, то они могут произвольно изменяться в известных пределах, несмотря на требование определенной величины зерна. С другой стороны, в силу сказанного обнаруживается возможность получить примерно тот же результат отжига, который достигается при длительной выдержке и низких температурах, применяя очень высокие температуры и весьма короткие выдержки¹. При отжиге лент эта возможность используется путем применения протяжных печей, в которых лента пропускается через длинные узкие каналы с очень высокой температурой². Благодаря этому достигается более равномерный по свойствам материал, чем при отжиге в рулонах, наружные и внутренние витки которых в обычных печах прогреваются с очень различной скоростью. Следует отметить также, что нагрев материала с шероховатой поверхностью происходит быстрее, чем с блестящей.

Общую причину подобного влияния температуры и времени на процессы, вызываемые отпуском, следовало бы искать в тепловом движении атомов. По физическим представлениям теплота состоит в колебательной энергии атомов. Чем выше температура, тем больше амплитуда колебания атомов от положения равновесия в решетке. Так как речь идет при этом о процессах, устанавливаемых статистическими законами, то амплитуды отдельных колебаний могут быть очень большими. Можно принять, что при достаточно больших амплитудах два соседних атома могут обмениваться местами в решетке. Такая диффузия всегда имеет место; но она становится заметной только с некоторых температур. Все процессы, вызываемые повышением температуры, могут быть названы реакциями обмена местами. В деформированном металле атомы удалены от их положений равновесия в решетке. Вызванное нагревом увеличение амплитуд колебания атомов облегчает и учащает обмен местами. Так как однако природа искажений решетки при деформировании неясна и, вероятно, очень сложна, то предсказать законы, которыми управляются отдельные процессы при отпуске, не представляется пока возможным.

§ 28. Разупрочнение

Если образцы деформированного металла подвергают отжигу при различных температурах в течение определенного короткого времени,

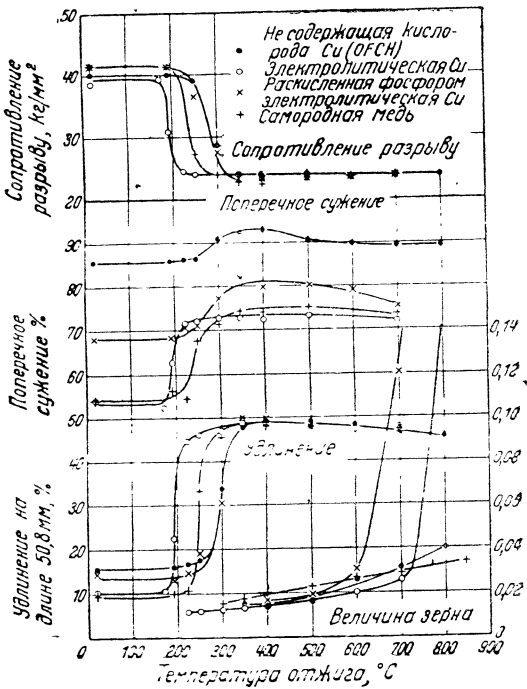
¹ Siebe, P.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 385—389. Bohner, H.: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 132—141.

² Tama, M.: Metallkde. Bd. 21 (1929) S. 77—83. Junker, O.: Z. Metallkde. Bd. 23 (1931) S. 124—125, 158—160, Bd. 24 (1932) S. 162—164, 301—302; Masukowitsch, H.: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 236—239.

обычно от 20 мин. до 2 час., и затем определяют их механические свойства, то при этом наблюдают следующее. До некоторой предельной температуры все механические свойства изменяются лишь незначительно (ср. фиг. 41 и след.), затем происходит резкое изменение свойств, обычно

в узком интервале, отмечаемое характерной ветвью на кривых, после чего кривая опять идет сравнительно спокойно. При этом свойства, характеризующие сопротивление деформированию, т. е. сопротивление разрыву, предел текучести, твердость, обычно уменьшаются, тогда как свойства, характеризующие способность материала к деформированию как то: удлинение, поперечное сужение, глубина продавливания, способность к изгибу. Эрхольдг числа гибов достигается. повидимому, ранее изменения прочих механических свойств¹. Однако при очень высоких температурах большинство свойств уменьшается (ср. фиг. 41 и след.), что связано с чрезмерным ростом зерен (ср. § 44).

Кривые разупрочнения могут быть весьма различными для разных металлов. Так, в случае чистых металлов, например меди (фиг. 41) и никеля² (фиг. 42), отдельные температурные области обычно резко разграничены. Но уже в случае гомогенных спла-



Фиг. 41. Влияние отжига на механические свойства тянутой медной проволоки различной чистоты (по Уэбстеру, Христи и Пратту).

	Не содержащая кислорода Cu	Электролитическая Cu	Раскисленная фосфором Cu	Самородная Cu
O	0	0,0285	0,011	0,033
S	0,0025	—	0,001	0,002
P	0	—	0,009	0
Ag	0,002	—	0,001	0,022
Ni	0,002	—	0,0015	0
Sb	0,003	—	0,001	0,001
As	0,001	—	0,001	0,002
Cu	99,98	99,96	99,97	99,93

вов, например α -латуни, отдельные участки кривых не различаются столь резко (фиг. 43). Перед началом разупрочнения наблюдается часто незначительное повышение сопротивления разрыву и твердости, разупрочнение распространяется тогда на сравнительно ши-

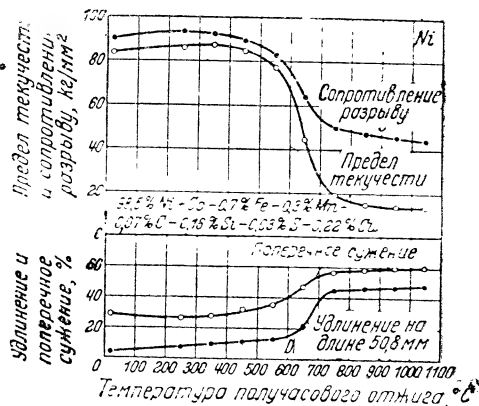
¹ Dreyer, K. L. u. G. Tammann: Festschrift Vakuumschmelze, S. 86—108. Hanau 1933.

² Price, W. B. a. P. Davidson: Trans. Amer. Inst. min. Metallurg. Engr. v. 64 (1920) P. 414—417, Ancelle, A.: Rev. Metallurg. v. 30 (1933) P. 266—274, 309—318.

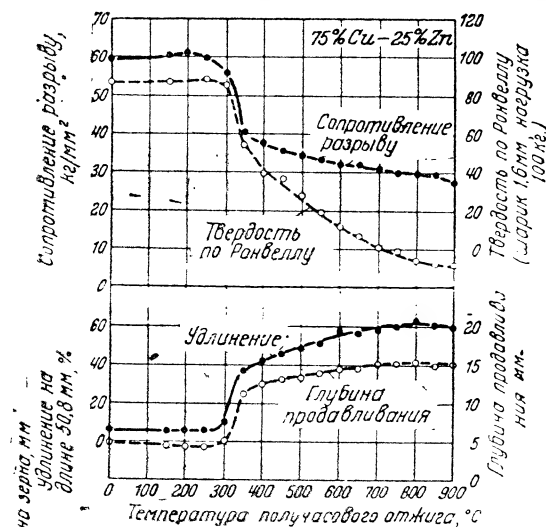
рокий температурный интервал и лишь медленно завершается¹. Исследования твердых серебряных растворов показали, что различные сплавы по-разному ведут себя в этом отношении².

Для практики особый интерес представляют температуры, при которых материал получает особенно благоприятные для дальнейшей обработки свойства. Это приблизительно те температуры, при которых заканчивается резкий спад кривых разупрочнения.

Эти температуры разупрочнения очень сильно зависят от степени предшествовавшей холодной обработки, в особенности если она производилась в области малых деформаций (фиг. 45). С повышением степени деформации кривые разупрочнения смещаются к низким температурам, причем характер их обычно остается неизменным. При очень сильных деформациях кривые асим-



Фиг. 42. Разупрочнение листового никеля (степень деформации 73%) (по Прейсу и Давидсону).



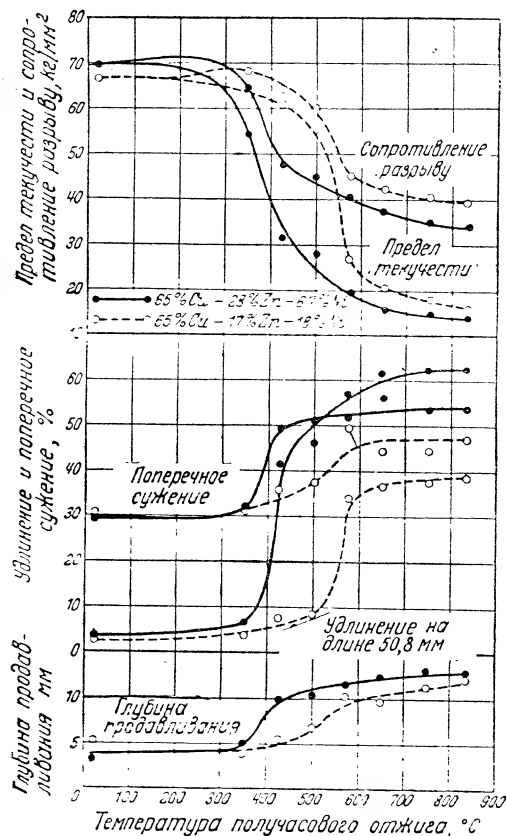
Фиг. 43. Влияние отжига на механические свойства листовой латуни (по Бассету и Дэвису).

риалу упрочнение, не устраняемое отжигом. Особого внимания, однако, требуют несколько более сильные деформации, которые могут вызвать сильный рост зерна при рекристаллизации (ср. § 43).

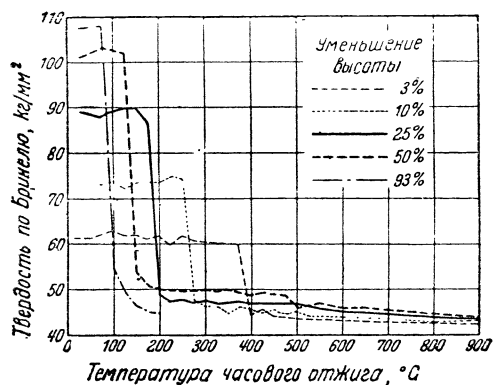
¹ Phillips, A. a. G. Gerner: Chem. metallurg. Engng. v. 20 (1919) P. 622—628. Thompson, F. C. a. E. Whitehead: J. Inst. Met., Lond. v. 27 (1922) P. 227—266. Bassett, W. H. a. C. H. Davis: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928. P. 55—73.

² Saefel, E. u. G. Saehs: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 155—161, 258—264, 294—298.

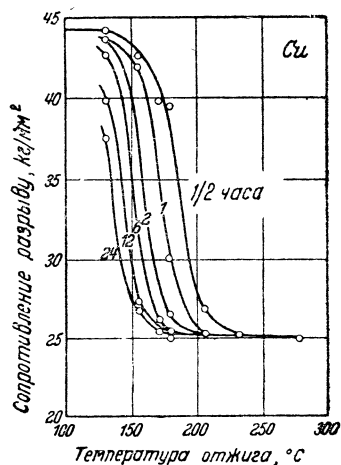
В области температур, где разупрочнение идет заметно, оно постепенно усиливается с увеличением времени отпуска. В соответствии



Фиг. 44. Влияние отжига на механические свойства листового нейзильбера (степень деформации 50%) (По Грейсу и Давидсону).



Фиг. 45. Разупрочнение листовой электролитической меди высокой чистоты при различных степенях деформации.



Фиг. 46. Влияние деятельности отжига на разупрочнение тянутой медной проволоки диаметром 0,26 мм (степень деформации 93%) (по Алкинсу и Карптрайту)

с этим область разупрочнения согласно фиг. 46 лежит при тем более низкой температуре, чем более длителен нагрев¹. Вообще же в грубом приближении увеличение времени нагрева вдвое равноценно понижению температуры разупрочнения на 10°. Однако, по опытам Карпентера с алюминием, существует предельная температура, которая возможно совпадает с температурой рекристаллизации и ниже которой полное разупрочнение не достигается даже после долготного отжига². Опыты Зауервальда показали далее, что в определенной области темпера-

¹ Alkins, W. E. a. W. Cartwright: J. Inst. Met., Lond. v. 52 (1933 II). P. 221—245.

² Carpenter, H. C. H. a. L. Taverner: J. Inst. Met., Lond. v. 18 (1917 II). P. 115—170. Carpenter, H. C. H. a. C. C. Smith: J. Inst. Met., Lond. v. 29 (1923 I). P. 29—70.

тур отжига разупрочнение протекает в две ступени¹. Вначале наблюдается медленно затухающее падение твердости, которое затем снова ускоряется, пока, наконец, не достигается постепенно твердость отожженного материала. Такое течение процесса отвечает представлению о последовательности эрхольюнга, т. е. разупрочнения без рекристаллизации, и рекристаллизации (ср. § 31).

§ 29. Влияние химического состава на разупрочнение

Температура разупрочнения и вообще процесс разупрочнения металла весьма сильно зависят от изменений химического состава материала.

Наиболее подробно исследована в этом отношении медь. В то время как нижняя температура разупрочнения для очень чистой отожженной и прокатанной электролитической меди, согласно фиг. 45, лежит около 100° (отжиг в течение 1 часа)², для чистойшей переплавленной электролитической меди она лежит уже значительно выше, около 200°³. Примеси в минимальном количестве порядка нескольких тысячных процента (0,001%), возникающие, например, при раскислении в электролитической⁴ или содержащиеся в рафинированной (не электролизом) меди⁵, в еще большей степени смещают температуру разупрочнения (фиг. 41). При несколько больших количествах порядка 0,1%, большинство примесей повышает температуру разупрочнения на 50—200°⁶. Что касается количественного влияния отдельных примесей, то результаты различных работ в этом отношении расходятся, причем этому не удастся найти объяснения.

Так как примеси в количествах выше названных образуют с медью твердые растворы, то при этом они еще больше смещают температуру разупрочнения. Однако действие больших количеств добавок постепенно ослабевает, как показывает фиг. 47, и может достигать максимума в системах, образующих широкий ряд твердых растворов. В медно-цинковых сплавах максимум лежит приблизительно на 200° ниже температуры разупрочнения чистойшей меди⁷. В медно-никелевых сплавах выше на 400°⁸ (фиг. 48, ср. также фиг. 41—44).

¹ Sauerwald, F.: Z. Elektrochem. Bd. 37 (1931) S. 531—534. Sauerwald, F. u. W. Scholz: Z. Physik Bd. 73 (1931) S. 511—525. Sauerwald, F. u. W. Globig: Z. Metallkde. Bd. 25 (1933) S. 33—38.

² Köster, W.: Z. Metallkde, Bd. 20 (1928) S. 189—192.

³ Bassett, W. H. a. C. H. Davis: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 P. 55—73.

⁴ Webster, W. R., J. L. Christie a. R. S. Pratt: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1927 P. 233—252, 1933 P. 166—180.

⁵ Köster, W.: a. a. O. Bassett, W. H. a. C. H. Davis: a. a. O.

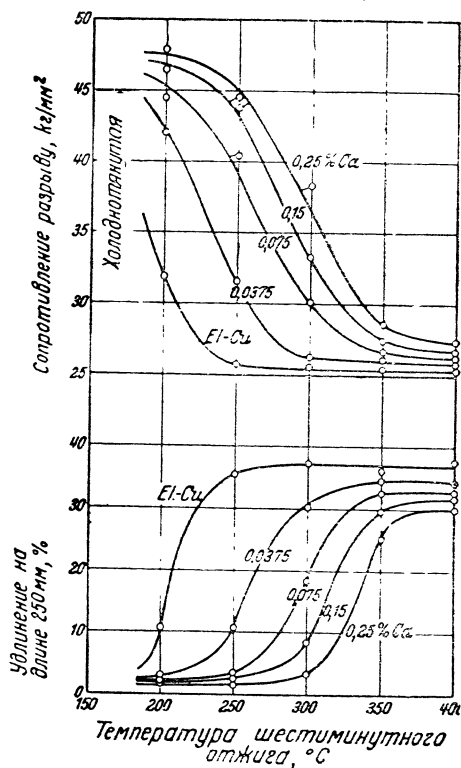
⁶ Müller, W.: Forschungarb. VDI, 1918 Heft 21. Hanson, H. a. G. W. Ford: J. Inst. Met., Lond. v. 32 (1924 II) P. 335—361. Hanson, D. a. W. Marryat: J. Inst. Met., Lond. v. 37 (1927 I) P. 121—163. Hanson, D., S. L. Archbutt a. G. W. Ford: J. Inst. Met., Lond. v. 43 (1930 II) P. 41—70. Archbutt, L. S. a. W. E. Prytherch: J. Inst. Met., Lond., v. 45 (1931 I) P. 235—305. Dahl, O.: Wiss. Veröff. Siemens-Konz. Bd. 8, 2 (1929) S. 157—173. Hudson, O. F., T. M. Herbert, F. C. Ball a. E. H. Bucknall: J. Inst. Met., Lond. v. 42 (1929 II) P. 221—320. Burkhardt, A.: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 657—659. Zieckrick, L.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1933 P. 152—165.

⁷ Bassett, W. H. a. C. H. Davis: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 P. 55—73.

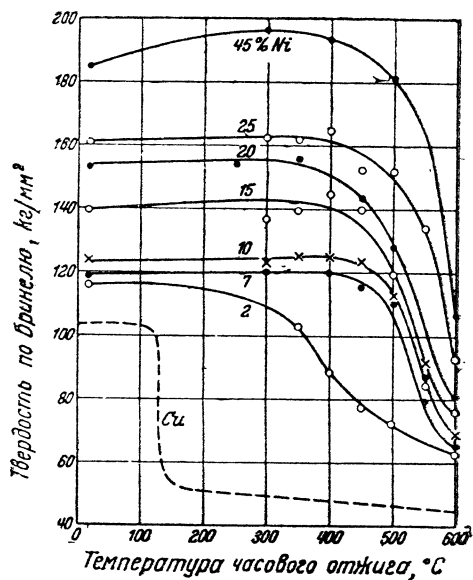
⁸ Jones, D. G., L. B. Pfeil a. W. T. Griffiths: J. Inst. Met., Lond. v. 46 (1931 II) P. 423—442.

Примеси, сильно действующие в минимальных количествах, но мало растворимые в меди, могут повышать температуру разупрочнения, повидимому, особенно сильно, если растворимость их при высоких и низких температурах различна¹. Такие выделяющиеся при более низких температурах добавки, как серебро, железо, хром, бериллий и т. д. повышают температуру разупрочнения меди наиболее сильно². Это свойство весьма важно, например для применения меди в огневых коробках (в топках) и распорных болтах, так как количество добавок для этого столь незначительно, что они не ухудшают хорошей обрабатываемости и высокой вязкости меди³.

Добавки, образующие твердые растворы с серебром, также повышают его температуру разупрочнения. В то время как чистое, сильно



Фиг. 47. Влияние кальция на разупрочнение медной проволоки диаметром 1,1 мм (по Цикрику).



Фиг. 48. Разупрочнение медноникелевых сплавов, после прокатки (степень деформации 50%) (по Джонсу, Пфейлю и Гриффитсу).

деформированное серебро разупрочняется около 100—200°⁴ или даже еще ниже, в сплавах серебра разупрочнение протекает только при температурах, лежащих на несколько сот градусов выше⁵.

¹ Burkhardt, A.: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 657—659.

² Dahl, O.: Wiss. Veröff. Siemens-Konz. Bd. 8, 2 (1929) S. 157—173. Burkhardt, A.: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 657—659.

³ Hudson, O. F., T. M. Herbert, F. C. Ball and E. H. Bucknall: J. Inst. Met., Lond. v. 42 (1929 II) P. 221—230.

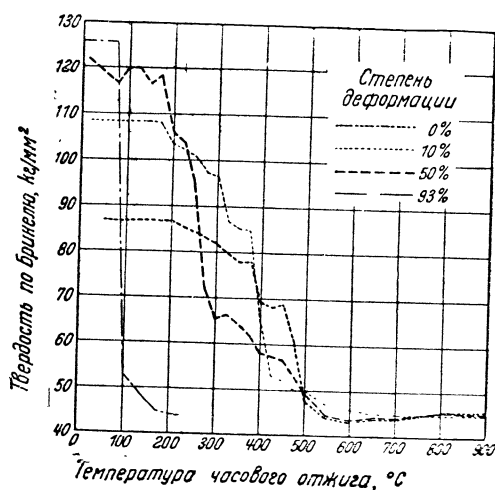
⁴ Rose, T. K.: J. Inst. Met., Lond. v. 10 (1913 II) P. 150—174. Saefitel, F. u. G. Sachs: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 155—161, 258—264, 294—298. Widmann, H. Z. Physik Bd. 45 (1927) S. 200—224.

⁵ Saefitel, F. u. G. Sachs: a. a. O.

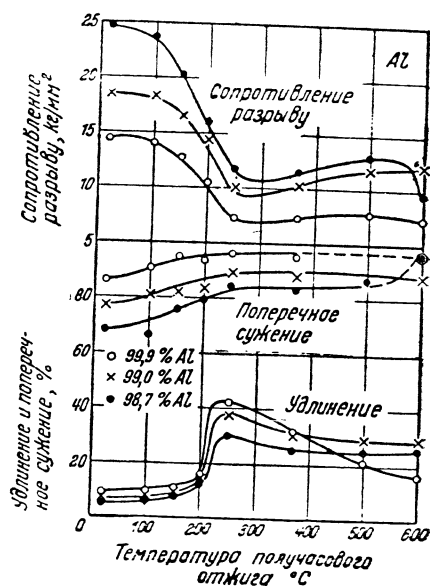
Малые количества примесей действуют на никель так же, как это было описано выше для меди¹. Сильно деформированная никелевая проволока высокой чистоты (99,9% никель + кобальт) разупрочняется полностью в течение 5 мин. при 500°, обычный же торговый никель (99,4% никель + кобальт) разупрочняется лишь при температуре около 650°². То же действие оказывают на чистый материал уже 0,07% Mg, несколько меньшее действие — 0,3% Mn и еще меньшее (около 100°) — 4% Fe.

Особенно сильное действие оказывают минимальные количества растворенных газов, например водорода на золото³. Действие водорода, поглощенного при электролизе, на медь такое же, но оно усложняется еще тем (фиг. 49), что при отжиге водород выделяется из меди (при 450°)⁴.

Примеси, не образующие твердых растворов и присутствующие



Фиг. 49. Разупрочнение листовой меди, не содержащей кислорода (по Кэстеру).



Фиг. 50. Разупрочнение тянутой алюминиевой проволоки различной чистоты.

в меди в виде включений, например кислород, висмут, свинец, имеют, повидимому, лишь малое влияние на температуру разупрочнения. В медных сплавах кислород может даже смещать разупрочнение к более низким температурам, так как он переводит многие примеси в окислы и тем компенсирует их влияние. Подобный случай наблюдается для мышьяка⁵.

¹ Ransley, C. H. a. C. J. Smithells: J. Inst. Met., Lond. v. 49 (1932 II) P. 287—300.

² Price, W. B. a. P. Davidson: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. v. 64 (1920) P. 414—417.

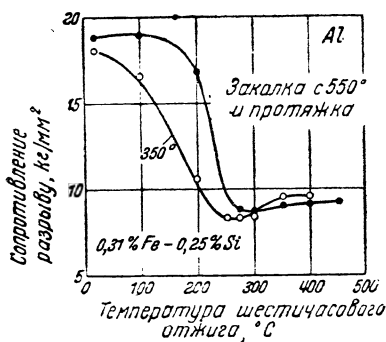
³ Rose, T. K.: J. Inst. Met., Lond. v. 10 (1913 II) P. 150—174. Phelps, J.: J. Inst. Met., Lond. v. 12 (1914 II) P. 125—132. Parravano, N. a. P. Agostini: Rend. Lincei (5) v. 30 (1921) P. 481—485.

⁴ Köster, W.: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 189—192.

⁵ Hanson, D. a. C. B. Marryat: J. Inst. Met., Lond. v. 37 (1927 I) P. 121—163.

Железо не оказывает почти никакого влияния на разупрочнение алюминия (фиг. 50), так же как и кремний, если последний выделен из твердого раствора при медленном охлаждении. Если же, напротив, кремний задержан в твердом растворе закалкой, то температура разупрочнения повышается (фиг. 51)¹.

Дальнейшие добавки других веществ в сплав действуют, повидимому, так же, как первые примеси на чистые металлы. Так, температура разупрочнения латуни (Л70) очень мало изменяется при малых добавках железа и алюминия, тогда как марганец и никель значительно повышают ее (на 100—150°)². Высокая уже сама по себе температура разупрочнения 20%-ного купроникеля при добавках марганца и алюминия может быть повышена еще на 100°³.



Фиг. 51. Разупрочнение алюминиевой проволоки, претерпевшей различную термическую обработку перед протяжкой (по Бахману и Кестеру).

Особое значение имеет смещение температур разупрочнения легкоплавких металлов при малых количествах примесей. В чистом виде свинец, олово, цинк и кадмий не удается упрочнить на продолжительное время при комнатной температуре. Они разупрочняются уже при самом процессе деформирования или при последующем вылеживании (ср. §§ 66 и 67). Однако при введении многих примесей разупрочнение этих материалов значительно замедляется.

§ 30. Взаимодействие разупрочнения и старения

В тех сплавах, которые благодаря различной растворимости присутствующих в них добавок при высоких и низких температурах способны к старению, последнее может налагаться на разупрочнение.

Исходное состояние может быть неустойчивым из-за закалки или сравнительно быстрого охлаждения перед холодным деформированием. В таком случае при последующем отпуске раньше или позже наступает старение сплава. Если старение начинается очень рано или оно незначительно, то его можно обнаружить лишь по замедлению разупрочнения (ср. фиг. 51).

Однако часто перед падением прочности в основной температурной области разупрочнения наблюдается значительный рост ее. Так как старение может протекать также при более высоких температурах, то может создаться впечатление, что повышается температура разупрочнения: хотя эффект старения и обнаруживается вначале, однако при более длительном отжиге он иногда опять ослабевает. Насколько в каждом отдельном случае старение может действительно сменить темпера-

¹ Reinhardt, R.: Diss. Dresden 1920. Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 90—93.

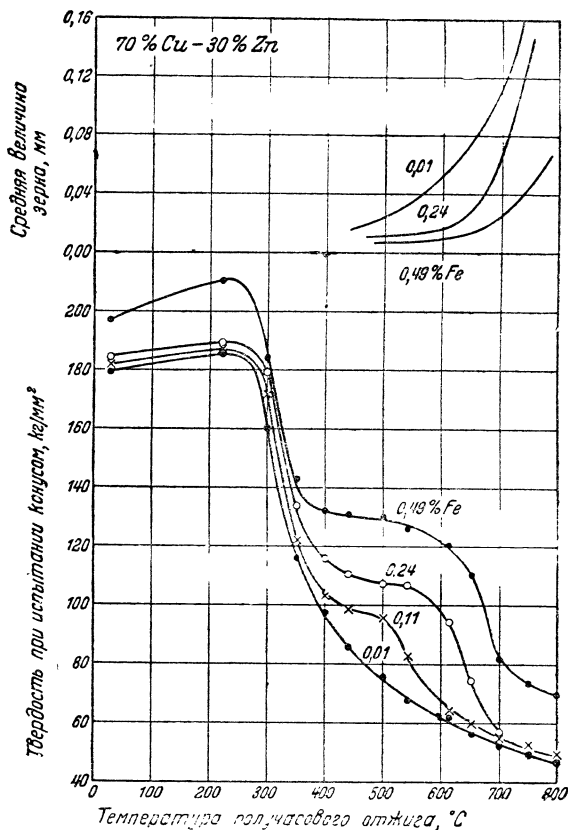
² Bachmann, O. u. W. Köster: Schweiz. Verb. Mat.-Prüf.-Ber. 1927 Nr. 6 S. 8—18.

³ Cook, M. a. H. J. Miller: J. Inst. Met., Lond. v. 49 (1932 II) P. 247—266, v. 52 (1933 II) P. 247—249.

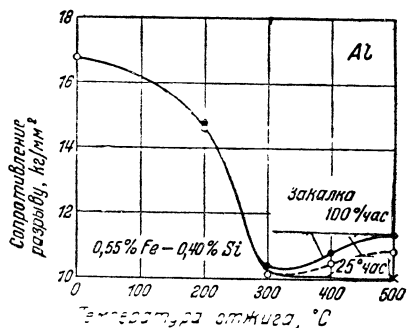
⁴ Jones, D. J. L. B. Pfeil a. W. T. Griffiths: J. Inst. Met., Lond. v. 46 (1931 II) P. 423—442, v. 52 (1933 II) P. 139—152.

туру разупрочнения, можно установить лишь при специальном исследовании, причем следует выбирать очень длительные отпуска.

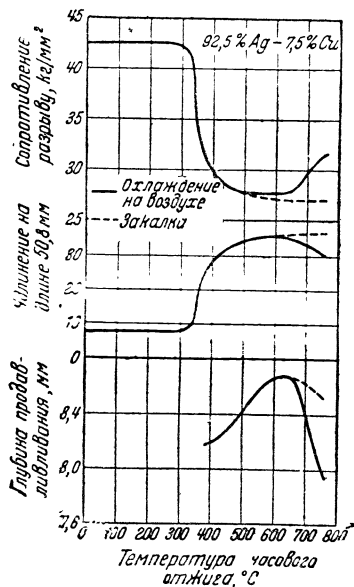
Существуют также сплавы, в которых подобно латуням, содержащим железо¹ (фиг. 52), старение может протекать лишь при столь



Фиг. 52. Влияние железа на разупрочнение и величину зерна латуни (Т70) (по Куку и Миллеру).



Фиг. 53. Влияние условий охлаждения на разупрочнение алюминия, содержащего кремний (по Реригу).



Фиг. 54. Влияние условий охлаждения на механические свойства прокатанного и отожженного листового серебра с 7,5 % Cu (по Леху и Четфилду).

ние добавок, можно в известных пределах воздействовать на разупрочнение намеренно.

Способность сплава к старению обнаруживается далее во влиянии скорости охлаждения с высоких температур на механические свойства.

¹ Cook, M. a. H. J. Miller: J. Inst. Met., Lond. v. 49 (1932 II) P. 247—266.

Можно получить мягкий хорошо обрабатываемый материал, очень медленно охлаждая его с высокой температуры¹ (фиг. 53), или закаливая его с этой температуры² (фиг. 54). В первом случае имеем стабильную гетерогенную смесь, во втором — зафиксированный твердый раствор. При обычных скоростях охлаждения сплав напротив частично стареет, что влечет за собой ухудшение способности к деформации.

§ 31. Разупрочнение и рекристаллизация

До сих пор мы рассматривали главным образом изменения механических свойств, вызываемые отпуском и отжигом. Однако этим одним поведение металла во многих практических случаях не характеризуется полностью. Например, для обработки прессованием или глубокой вытяжкой еще недостаточно, если материал получил при отжиге очень малую твердость и очень высокое удлинение. Помимо этого, необходимо выполнить также определенные условия в отношении его структуры, которая существенным образом изменяется при отжиге. В определенной стадии отжига в деформированном металле при рекристаллизации возникают новые кристаллы, которые могут затем увеличиваться. Величина их и расположение значительно влияют на поведение материала, что, однако, не может быть выражено характеристиками прочности. Хотя в отношении различных медных сплавов часто и утверждается, что механические свойства непосредственно определяются величиной зерна³, однако такая зависимость ограничена и существует лишь для материала определенного состава и обработки. В большинстве случаев эта зависимость не существует; напротив, определяемые обычным образом механические свойства почти не зависят от структуры в широких пределах. Однако, требования практики становятся все многообразнее, а вместе с этим приобретают все большее значение более тонкие различия в свойствах материала, которые удается получать при особом, тщательно проводимом отпуске или отжиге.

Рекристаллизация при отжиге, вообще говоря, не особенно желательное явление. Она служит главным образом признаком того, что материал стал достаточно мягким и пригоден для дальнейшей обработки давлением. Но уже давно отмечено, что разупрочнение может в значительной мере протекать еще перед началом рекристаллизации. Впрочем, подобное утверждение для латуни⁴ и железа⁵ часто ставится под сомнение. Для алюминия же и его сплавов установлено, что материал получает уже значительное разупрочнение, прежде чем происходит новообразование зерен⁶. Это очень ясно доказывается тем

¹ Röhrig, H.: Z. Metallkde, Bd. 16 (1924) S. 265—270.

² Leach, H. a. C. H. Chatfield: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Inst. Met. Div. 1928 P. 743—758.

³ Bassett, W. H. a. C. H. Davis: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. v. 60 (1919) P. 428. Angus, H. T. a. P. F. Summers. J. Inst. Met., Lond. v. 33 (1925 I) P. 115—141.

⁴ Mathewson, C. H. a. A. Philips: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. v. 54 (1916) P. 608.

⁵ Chappell, C.: J. Iron. Steel Inst. v. 89 (1914 I) P. 460—502; Ferrum v. 13 (1915, 16) P. 6—27.

⁶ Carpenter, H. C. H. a. L. Taverner: J. Inst. Met., Lond. v. 18 (1917 II) P. 115—170, Carpenter, H. C. H. a. C. C. Smith: J. Inst. Met., Lond. v. 29 (1923 I) P. 29—70. Sachs, G. u. E. Schiebold: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 400—402. Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 90—93.

фактом, что незначительная холодная деформация этого промежуточного состояния при последующем отжиге приводит к тонкозернистому материалу, в то время как у рекристаллизованного материала она вызывает нежелательный рост кристаллов¹. Особенно сильное различие между началом разупрочнения (около 800°) и началом рекристаллизации (1500°) установлено для вольфрамовой проволоки².

Частично разупрочненное и возможно также частично рекристаллизованное состояние обнаруживает некоторые особенности, имеющие технический интерес. Если по примеру Меллендорфа³ нанести в системе координат значения сопротивления разрыву деформированных и отпущенных затем образцов в зависимости от удлинения, то можно обнаружить общую закономерность, что при применении сильной деформации и последующего отпуска достигается лучшая комбинация сопротивления разрыву и удлинения, чем при применении одной только холодной деформации. В тех случаях, когда при приеме к этому качественному числу предъявляются очень высокие требования, можно выгодно использовать этот способ обработки металла. Но он требует особенно тщательного соблюдения условий холодной обработки и отжига, поэтому его применяют лишь в виде исключения. Далее установлено также, что материал в этом частично разупрочненном состоянии хотя и обрабатывается хорошо, но зато много быстрее упрочняется при деформации, чем полностью отожженный материал.

Существенное разупрочнение без рекристаллизации установлено также в монокристаллах⁴. В тонких кристаллических проволоках из вольфрама этот эрхольнг, называемый также улучшением кристаллов, по Корефу можно использовать, применяя чередующиеся отжиг и волочение, для получения очень тонких кристаллических проволок без утраты их монокристаллической природы⁵. Такие проволоки при высоких температурах менее подвержены изгибу, чем полукристаллический материал, сечение которого в этом смысле ослаблено лучшими поперек границами зерен.

Чем выше температура отжига, тем ниже для многих материалов получаются твердость и сопротивление разрыву. При дальнейшей холодной обработке эти различия сохраняются почти полностью (ср. фиг. 6)⁶. Также и следующее за этим разупрочнение зависит от температуры такого промежуточного отжига, поскольку оно наступает тем позднее, чем большими становятся кристаллы при этом отжиге⁷.

¹ Karnop, R. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 52 (1928) S. 301—313. Bohner, H. u. R. Vogel: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 169—175.

² Koref, F.: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 213—220.

³ Moellendorff, W. v. u. J. Czochralski: Z. VDI Bd. 57 (1913) S. 931—935.

⁴ Polanyi, M. u. E. Schmid: Z. Physik Bd. 32 (1925) S. 684—712. Haase, O. u. E. Schmid: Z. Physik Bd. 33 (1925) S. 413—428. Karnop, R. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 42 (1927) S. 283—301.

⁵ Koref, F.: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 213—220.

⁶ Bassett, W. H. a. C. H. Davis: Trans. Amer. Inst. min. metallurg Engr., Inst. Met. Div. 1928 P. 55—73.

⁷ Angus, H. T. a. P. F. Summers: J. Inst. Met., Lond. v. 33 (1925 I) P. 115—141. Ср. также A. Philips a. G. Gerner: Chem. metallurg. Engng. v. 20 (1919) P. 622—628.

§ 32. Влияние величины зерна

Во многих случаях решающим для поведения материала помимо его механических свойств является также величина зерна. Последняя может колебаться после отжига в чрезвычайно широких пределах.

Так, в листовом материале, идущем для глубокой вытяжки и даvilных работ, где к поверхностным свойствам предъявляются высокие требования, стремятся получить зерно со средним диаметром 0,02—0,03 (0,04) мм¹. В противном случае, как видно на фиг. 55—58, поверхность в сильно деформированных участках получается шероховатой, так как отдельные кристаллиты претерпевают различную деформацию и образуют поэтому рельеф. Если лист поступает в дальнейшую прокатку, это обычно почти не имеет значения: считают даже, что грубозернистый лист обрабатывается лучше. Однако подобное представление основывается главным образом на высоком удлинении и хороших характеристиках при испытании такого материала на продавливание, и неосновательно потому, что заключение об обрабатываемости материала, а следовательно и о способности его к глубокой вытяжке, недопустимо на основании только определения удлинения или глубины продавлива-



Фиг. 55. Проба на продавливание.

Фиг. 56 и 57. Полученные вытяжкой полые изделия.

Фиг. 58. Проба на продавливание.

Фиг. 55 и 56. Поверхность тонкозернистого листового железа при вытяжке и продавливании.

Фиг. 57 и 58. Поверхность грубозернистого листового алюминия при вытяжке и продавливании.

ния². Грубозернистый материал хуже полируется, так как он требует снятия значительного поверхностного слоя, прежде чем поверхность его станет снова плоской. Подобным же образом обнаруживается грубое зерно при обработке прутков, труб и т. д. (фиг. 59—62).

Существуют, с другой стороны, некоторые специальные области, например производство ламп накаливания, где предпочтителен грубозернистый металл, в данном случае тонкая проволока с длинными, распространяющимися по всему или половине сечения, кристаллами (ср. § 47).

По некоторым причинам, связанным с рекристаллизацией и укрупнением зерна (см. подробнее об этом ниже), часто наблюдается, что материал полностью или отчасти приобретает структуру из крупных кристаллов размером в несколько миллиметров или сантиметров. Такая структура является вредной для многих целей. Так, при прессовании или при ковке между большими кристаллами легко образуются тре-

¹ Bassett, H. W. a. C. H. Davis: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Inst. Met. Div. 1928 P. 55—73. Crawford, C. A.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 P. 74—94.

Двойниковые полосы при этом, как правило, не принимаются во внимание; разделенный двойником кристалл считается, следовательно, за один кристалл.

² Sachs, G.: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 11—38. Dörge, F.: Z. Metallkde. Bd. 25 (1933) S. 165—163, 210—214.

щины¹. Остерман установил также, что возникающие при прессовании в трубах из α - β -латуни крупные β -кристаллы, несмотря на частичное превращение их в тонкие α -кристаллы, могут приводить к трещинам при гибочных работах². Этот недостаток может быть устранен при сохранении минимального содержания меди (61—61,3%), так как в этом случае при охлаждении возникает достаточное количество α -кристаллов,



Фиг. 59. Оловянная труба с тонкозернистой структурой после изгиба (в натуральную величину).



Фиг. 60. Оловянная труба с грубозернистой структурой после изгиба (в натуральную величину).

чтобы компенсировать влияние грубых β -кристаллов. Неблагоприятно действует крупнозернистая структура также на латунь и нейзильбер, которые характеризуются наличием внутренних напряжений (ср. § 81), так как благодаря этому повышается опасность появления трещин³. Причина этого своеобразного влияния крупных кристаллов не совсем



Фиг. 61. Оловянная труба с тонкозернистой структурой (той же, что на фиг. 59). Травление разбавленной HCl $\times 40$.



Фиг. 62. Оловянная труба с грубозернистой структурой (той же, что на фиг. 60). Травление разбавленной HCl $\times 40$.

ясна: она лежит, повидимому, отчасти в локализации загрязнений, отчасти в сильных дополнительных напряжениях на границах зерен.

¹ Steudel, H.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 129—137. Hinzmann, R.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 297—302. Morris, A.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1931 P. 336—352. Brunswick, W.: Masch.-Bau Bd. 12 (1933) S. 539—542.

² Ostermann, F.: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 186—188.

³ Jones, E. O. a. E. Whitehead: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., v. 73 (1926) S. 834—849. Nagakami, J.: Cp. J. Inst. Met., Lond. v. 43 (1930 I) P. 467. Morris, A.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 P. 256—275.

Во многих случаях грубое зерно также вовсе не причиняет никаких неприятностей. Если при этом указывают на недостаточно хороший внешний вид материала (ср. фиг. 60), то это только дело вкуса и отнюдь не касается свойств.

Далее следует иметь в виду, что часто при травлении грубые кристаллы не выявляются потому, что они закрыты тонким мелкозернистым слоем. Причина этого лежит, вероятно, в том, что поверхностные кристаллиты более свободны при деформации и вследствие этого меньше деформируются и менее способны к росту, чем кристаллиты внутри.

Механические свойства материала в общем мало зависят от величины зерна (если не иметь в виду монокристаллов). С ростом величины зерна твердость и сопротивление разрыву уменьшаются, в отдельных случаях — при очень грубом зерне — до 50%¹. В других случаях подобной зависимости для твердости вовсе не установлено². Однако если металл подвергается простым деформациям, например растяжению, сжатию или изгибу, то грубозернистый материал, как установлено многими исследованиями, ведет себя значительно лучше, чем тонкозернистый. Если же, напротив, материалу придается определенная форма, как это имеет место при прокатке, прессовании в штампах или волочении, то грубозернистый материал оказывает при этом чрезвычайно большое сопротивление. Следует упомянуть еще об очень малом удлинении, часто обнаруживаемом у грубозернистых разрывных образцов, в чем убеждают также многочисленные диаграммы разупрочнения. Эта характеристика может быть выбрана в качестве критерия грубозернистости, что, впрочем, имеет малое значение. Указанное явление объясняется тем, что очень грубозернистый образец в одних сечениях удлиняется значительно сильнее, чем в других³.

Между свойствами монокристаллов и свойствами тонкокристаллического агрегата в кубических металлах, которые легко деформируются благодаря наличию многих равноценных систем скольжения (ср. § 20), устанавливается лишь незначительная разница. У металлов с гексагональной решеткой — магния, цинка, кадмия, — которые обладают одной предпочтительной плоскостью скольжения, эти различия напротив много значительнее⁴.

Эти последние металлы, в особенности цинк и магний, а также вольфрам и молибден, при обычной температуре тем более хрупки, чем они более грубозернисты. Способность к деформации у них особенно высока, повидимому, в холоднодеформированном состоянии. Напротив, при горячей обработке величина зерна у этих металлов имеет лишь малое значение. Об этом будет сказано подробнее в § 57.

¹ Bassett, W. H. a. C. H. Davis: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. v. 60 (1919) P. 428. Rawdon, H. S. a. E. Jimeno-Gil: Sci. Pap. Bur. Stand. Nr. 397. Angus, H. T. a. P. F. Summers: J. Inst. Met., Lond. v. 33 (1925 I) P. 115—141. Edwards, C. A. a. L. B. Pfeil: J. Iron Steel Inst. v. 112 (1925 II) P. 79—122. Ihigaki, T.: Sci. Rep. Tôhoku Univ. v. 16 (1927) P. 285—293.

² Neill, H. O.: J. Inst. Met., Lond. v. 30 (1923 II) P. 299—308.

³ Kuntze, W.: Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 14—22. Ransley, H. J. a. C. J. Smithells: J. Inst. Met., Lond. v. 49 (1932 II) P. 287—300.

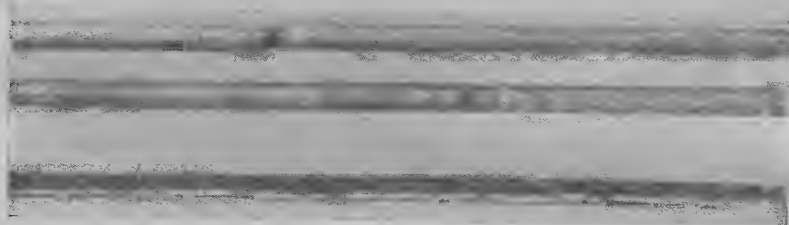
⁴ Cp. G. Sachs: Z. Elektrochem. Bd. 37 (1931) S. 436—447.

§ 33. Грубозернистость в тонких проволоках, претерпевших воздействие высоких температур

Особые трудности из-за грубозернистой структуры возникают еще в тех случаях, когда тонкая проволока подвергается действию высоких температур.

В лампах накала вольфрамовые нити выдерживают температуры порядка $2000-3000^{\circ}$, при которых они, будучи изготовлены из тянутой проволоки, становятся грубозернистыми. Идущие поперек проволоки границы зерен представляют зоны слабости; при высоких температурах такая проволока легко провисает, при низких — она оказывается ломкой. Недостаток этот можно устранить, если по Корефу вести рекристаллизацию таким образом, чтобы границы зерен проходили наклонно к поверхности проволоки¹.

Малая сопротивляемость крупных кристаллов является также причиной непригодности танталовой проволоки в радиотрубках. При высоких температурах тантал, правда, выдерживает незначительное де-



Фиг. 63. Танталовая проволока, ставшая грубозернистой после работы в радиотрубке. $\times 2$.

бавочное напряжение, пока он тонкозернистый. По истечении некоторого времени зерно, однако, укрупняется и проволока становится работать (фиг. 63) вследствие образования конусов течения в крупных кристаллах и сдвигов идущих поперек проволоки границ зерен. Склонность тантала к грубозернистости, очевидно, очень велика².

Опыты Ранслея и Смителлса показали, что при отжиге очень тонкой никелевой проволоки (диаметром $0,04$ мм) образование крупных кристаллов происходит раньше, чем можно было бы ожидать при ее толщине³. Очевидно величина кристаллов мало зависит от внешних размеров тела. Поэтому вредный эффект крупных кристаллов обнаруживается в тонкой проволоке особенно резко и преждевременно.

§ 34. Процесс рекристаллизации

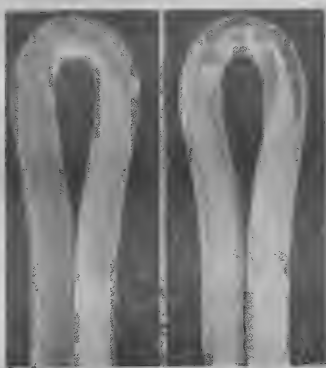
Прежде чем пытаться тем или иным образом устранить возникновение крупных кристаллов в процессе изготовления, нужно установить причину этого возникновения. Однако в отдельных конкретных случаях сделать это довольно трудно. После холодного деформирования круп-

¹ Koref, F. Z. techn. Physik Bd. 7 (1926) S. 544—547.

² Austin, M. M.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 P. 551—556.

³ Ransley, C. H. a. C. J. Smithells: J. Inst. Met., Lond. v. 49 (1932 II) P. 287—300.

ные кристаллы могут возникать при последующем отжиге в том случае, если степень деформации была очень малой (ср. § 43) или же — при больших деформациях — температура отжига была очень высокой (ср. § 44). При горячем деформировании момент возникновения крупных кристаллов едва ли можно установить впоследствии; не остается. поэтому, ничего другого, как каждый раз находить зависимость этого явления от условий работы. Как бы то ни было, точное знание зависимостей при рекристаллизации и укрупнении зерна облегчает всякую задачу, которая сводится к систематическому изысканию определенного структурного состояния.



Фиг. 64.

Фиг. 65.

Фиг. 64. Изогнутый монокристалл алюминия. Травление $\text{HF} + \text{HCl}$ (в натуральную величину).

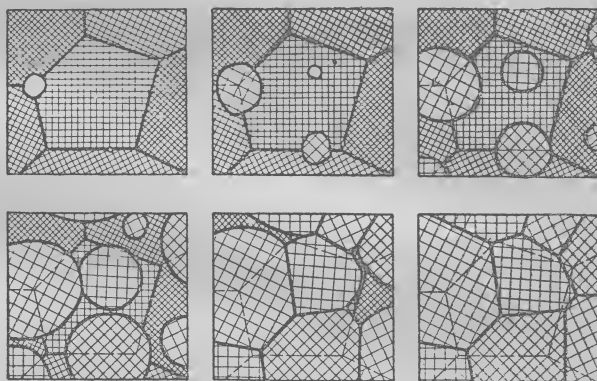
Фиг. 65. Изогнутый и рекристаллизованный монокристалл алюминия. Травление $\text{HF} + \text{HCl}$ (в натуральную величину).

При переходе некоторого температурного предела в холоднодеформированном металле наблюдаются радикальные структурные изменения. Вызванные деформацией нарушения в кристаллической решетке не поддаются, однако, ясному толкованию до сих пор, несмотря на чрезвычайно большое число исследований. Несомненно, как предполагал еще Меллендорф¹ и как удалось показать при помощи рентгеновых лучей², что в кристаллической решетке возникают большие или меньшие искажения элементарных областей, искривления отдельных участков решетки, расщепления и т. д. Но значение всех этих деформаций, которые к тому же при более точ-

ных исследованиях оказываются более сложными, чем предполагалось ранее, весьма спорно (ср. § 92).

Во всяком случае состояние деформированной кристаллической

решетки является неустойчивым. Поэтому, если холоднодеформированный кристалл, скажем изогнутый монокристалл (фиг. 64), подвергается действию достаточно высокой температуры, то он распадается на несколько новых кристаллов (фиг. 65). Эта рекристаллизация протекает таким образом, что в начале в различных участках возникают несколько малых «заро-



Фиг. 66. Схематическое изображение образования зародышей и роста зерен при рекристаллизации.

¹ Moellendorf, W. v. u. J. Czochralski; Z. VDI Bd. 57 (1913) S. 931—935. Moellendorf, W. v.; Int. Z. Metallogr. Bd. 6 (1914 II) S. 44—48.

² Ср. E. Schiebold; Z. Metallkde. Bd. 16 (1924) S. 417—425, 462—481. Dehlinger, U.; Z. Metallkde. Bd. 23 (1931) S. 147—149.

дышей» кристаллов, которые затем умножаются и растут дальше, пока весь деформированный кристалл или по крайней мере его наиболее сильно деформированная часть, не будет поедена и превращена¹.

В тоннокристаллическом материале рекристаллизация в основном протекает так же. Вначале, как показывает фиг. 66, возникают кристаллические зародыши у границ зерен, двойниковых ограничений, также на плоскостях скольжения². Возникшие кристаллики растут дальше, причем время от времени возникают еще новые кристаллики пока, наконец, не завершится новообразование кристаллов. Величина кристаллов равномерно деформированного и отожженного тела колеблется в известных пределах, но производит впечатление однородности. Этим заканчивается процесс собственно рекристаллизации, причем для большинства материалов уже при сравнительно низких температурах и в короткое время.

Кроме того, происходят еще дальнейшие изменения новых кристаллов,

¹ Carpenter, H. C. H. а. C. F. Elam: Proc. Roy. Soc., Lond. (A) v. 107 (1925) P. 171-180. Karnop, R. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 42 (1927) S. 283-301.

² Chappell, C.: Ferrum Bd. 13 (1915/16) S. 6-27 J. Iron Steel Inst. v. 89 (1914 I) P. 460-502. Czochralski, J.: Int. Z. Metallogr. Bd. 8 (1916) S. 1-43; Met. u. Erz Bd. 13 (1916) S. 381-393. Carpenter, H. C. H. а. C. F. Flam. J. Inst. Met., Lond. v. 25 (1921 I) P. 259-307.



Фиг. 67. Возникновение (образование зародышей и рост) крупных кристаллов в листовом алюминии, претерпевшем растяжение и выдержанном различное время при постоянной температуре (370°) a—70 мин., b—130 мин., c—190 мин., d—250 мин., e—340 мин. X 2.

причем одни кристаллы вырастают теперь за счет других. Однако этот процесс роста зерен, на котором мы остановимся более подробно в § 44, протекает очень медленно по сравнению с рекристаллизацией и совершенно отличен от нее¹.

На фиг. 67 показано возникновение очень крупных кристаллов в претерпевшем растяжение алюминиевом листе. Видно, что новые кристаллы появляются при определенной температуре не сразу, но лишь по истечении некоторого времени, различного для разных кристаллов². Можно по аналогии с исследованным Тамманом процессом кристаллизации из расплава приблизительно принять, что в единицу времени возникает определенное число зародышей. Эта скорость образования зародышей, повидимому, сильно уменьшается при рекристаллизации с течением времени, так как спустя некоторое время возникновение новых кристаллов почти прекращается.

Из фиг. 67 можно видеть, что рост новых кристаллов следует определенной закономерности, по которой их средние диаметры увеличиваются прямолинейно со временем отжига, а объем, следовательно, возрастает в третьей степени. Закономерность эта в данном случае сохраняет свою силу до встречи кристаллов. Исследование монокристаллов олова, у которых было обнаружено также сильное разупрочнение, показало, напротив, что скорость роста сильно уменьшается со временем³.

На основании вышесписанных опытов можно, повидимому, заключить, что процесс рекристаллизации является типичным процессом образования зародышей и последующего их роста⁴, как представлено схематически на фиг. 66.

§ 35. Теория рекристаллизации

Большое практическое значение отжига в обработке металлов и значительный интерес физических явлений, которые происходят при этом в деформированном металле, вызвали многочисленные работы, в которых очень подробно исследованы процессы разупрочнения и рекристаллизации⁵. Эти исследования позволили настолько глубоко осветить внутренние процессы при рекристаллизации, что удалось разработать довольно стройную теорию этого процесса. Вместе с тем в отношении упрочнения этого не удалось сделать еще и до сих пор.

Причиной рекристаллизации в настоящее время считают — в развитии представлений Гейна — внутренние напряжения, возникающие при искривлении кристаллической решетки вследствие скользящих одних участков решетки относительно других⁶, или что то же самое,

¹ Feitknecht, W.: J. Inst. Met., Lond. v. 33 (1926) P. 131—172. Карно, R. u. G. Sachs: Z. Physik Bl. 60 (1930) S. 464—480.

² Карно, R. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 60 (1930) S. 464—480. Тамман, G. u. W. Crone: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 187 (1930) S. 289—312. Ср. также работы К. Прзибрама: Wien. Ak., Abt. IIa. Bd. 138 (1929) S. 353—362, Bd. 139 (1930) S. 255—270, Bd. 142 (1933) S. 251—257; Z. Elektrochem. Bd. 37 (1931) S. 535—536 о рекристаллизации каменной соли.

³ Polanyi, M. u. E. Schmid: Z. Physik Bd. 32 (1925) S. 684—712.

⁴ Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 77 (1932) S. 281—286.

⁵ Ср. E. Schiebold: Z. Metallkde. Bl. 16 (1924) S. 417—425. Cook, M. a. U. R. Evans: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. v. 71 (1925) P. 627—650. Czochralski, J.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 316—320. Altherthum, H.: Physik. Z. Bl. 32 (1931) S. 305—326.

⁶ Polanyi, M.: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 94—95. Grosz, R.: Z. Metallkde. Bd. 16 (1924) S. 18—23.

локализацию энергии в отдельных участках в кристаллической решетке¹. Вследствие тепловых колебаний атомов в наиболее сильно напряженных или наиболее энергонасыщенных участках решетки энергия время от времени внезапно освобождается, происходит сильное снятие напряжений в малых областях решетки². Чем больше степень деформации, тем сильнее и неравномернее накопленная энергия³ и тем раньше и чаще возникают вследствие этого зародыши с ненарушенной кристаллической решеткой. Эти зародыши могут сравнительно быстро присоединять соседние менее стабильные искаженные участки решетки. Эта способность снова уничтожается малыми остаточными деформациями⁴.

Из развитых выше представлений следует, что ориентировка новых кристаллов должна быть идентичной с ориентировкой определенных участков решетки деформированного материала. Это заключение полностью удалось подтвердить Бургерсу при исследовании алюминиевых кристаллов⁵. Пакеты скольжения (Gleitschichten) в деформированных кристаллах местами очень сильно изогнуты относительно их средних положений⁶, благодаря чему вызывается радиальное искажение интерференций на Лауэ-снимках (астеризм)⁷. В краевых зонах этих полос астеризма Бургерсу удалось установить интерференции зародышей. Этот результат позволил также объяснить часто наблюдаемое очень большое подобие между ориентировкой деформированного и рекристаллизованного материала⁸.

В некотором противоречии с развитым здесь представлением находится точка зрения Таммана, который считает, что решающим фактором для рекристаллизации и роста зерен являются примеси, всегда присутствующие в металлах и располагающиеся по границам зерен⁹. Совершенно чистый металл должен был бы переходить при этом в монокристалл. Несомненно, что при росте зерен нерастворимые примеси играют весьма значительную роль (ср. § 44). Для образования зародышей они благоприятны, в то время как растворенные примеси задерживают этот процесс (ср. § 39).

Далеко не ясны причины упрочнения и разупрочнения. Разупрочнение наступает по большей части совместно с рекристаллизацией, что явствует из образования ненарушенной решетки. Причиной ранее обна-

¹ Heyn, E.: Festschrift KWGes. 1921 S. 121—131. Masing, G.: Z. Metallkde Bd. 12 (1920) S. 457—498.

² Sachs, G.: Mechanische Technologie der Metalle, S. 220. Leipzig 1925. Liempt, J. A. M. van: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 P. 307—315.

³ Hort, W.: Z. VDI Bd. 45 (1906) S. 1831—1837; Forschungsarb. VDI 1907 Heft 41 S. 1—53. Farren, W. S. a. G. J. Taylor: Proc. Roy. Soc., Lond. [A] v. 107 (1925) P. 422—451. Masima, M. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 53 (1929) S. 394—396.

⁴ Arkel, A. E. van u. J. J. A. Ploos van Amstel: Z. Physik Bd. 62 (1930) S. 43—45. Arkel, A. E. van: Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 217—220.

⁵ Burgers, W. G. u. J. C. M. Basart: Z. Physik Bd. 51 (1928) S. 545—556, Bd. 54 (1929) S. 74—91. Burgers, W. G.: Z. Physik Bd. 59 (1930) S. 651—655. Bd. 67 (1931) S. 605—678; Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 251—255, 265—267. Burgers, W. G. u. J. J. A. Ploos van Amstel: Z. Physik Bd. 81 (1933) S. 43—65.

⁶ Taylor, J. G.: Trans. Faraday Soc. v. 24 (1928) P. 121—125. Yamaguchi, K., Sci. Pap. Inst. phys. chem. Res. Tokyo v. 11 (1929) P. 151—160, 223—241.

⁷ Cp. E. Schiebold: Z. Metallkde. Bd. 16 (1924) S. 417—425, 462—481.

⁸ Caglioti, V. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 1—4. Kurdjumow, G. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 62 (1930) S. 592—599.

⁹ Tammann, G.: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 185 (1929) S. 1—34; Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 224—226. Tammann, G. u. K. L. Dreyer: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 191 (1930) S. 69—73.

руживаемого разупрочнения могут быть лишь определенные разрыхленные участки (Auflockerungen) деформированной и искривленной решетки (распад?). Они обнаруживаются в уменьшении плотности, в то время как рекристаллизация сопровождается возрастанием плотности¹.

В деформированном металле существуют, вероятно, также весьма неравномерные отклонения некоторой части атомов от их положений в решетке². Это также доказывается определенным изменением интенсивности интерференций³. Как, однако, они связаны с явлениями разупрочнения и рекристаллизации, до сих пор совершенно неясно.

§ 36. Доказательство наступившей рекристаллизации

Установить начало рекристаллизации или даже уже начавшуюся рекристаллизацию довольно трудно, в особенности в тех практически



Фиг. 68. Отжиг 200°, 1/2 часа.



Фиг. 69. Отжиг 250°, 1/2 часа.

Фиг. 68—70. Изменение рентгенограммы (съемка по методу Дебай-Шеррера) тянутой алюминиевой проволоки при отжиге.

наиболее важных случаях, когда рекристаллизованное зерно очень тонко.

На микрошлифе при сильных увеличениях еще перед собственно рекристаллизацией удается установить определенные изменения в деформированных кристаллах по шероховатости зерен⁴. С другой стороны, возникшие при рекристаллизации кристаллы вначале часто сохраняют удлиненную форму деформированных кристаллов, в особенности в таких материалах, которые содержат большее или меньшее количество нерастворимых примесей.

¹ Masima, M. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 54 (1929) S. 666—673.

² Prandtl, L.: Z. angew. Math. Mech. Bd. 8 (1928) S. 85—106. Dehlinger, U.: Ann. Physik (5) Bd. 2 (1929) S. 749—793; Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 221—223.

³ Hengstenberg, J. u. H. Mark: Z. Physik Bd. 61 (1930) S. 435—458. Hengstenberg, J.: Metallwirtsch. Bd. 9 (1930) S. 465—468.

⁴ Carpenter, H. C. H. a. C. F. Elam: J. Inst. Met., Lond. v. 24 (1920 II) P. 83—154, v. 25 (1925 I) P. 259—307.

Достаточно ясно обнаруживается частичная или полная рекристаллизация на рентгенограммах (фиг. 68—70), притом на снимках полученных по любому методу (Лауэ, Дебай-Шерера) на плоских пластинках или на пленке¹.

Структура решетки рекристаллизованного и недеформированного вновь кристалла характеризуется тем, что вследствие параллельности всех плоскостей решетки на рентгенограмме возникают резко ограниченные точки. На рентгенограмме деформированного кристалла, напротив, вследствие искривления решетки интерференции отдельных кристаллов сильно искажены и переходят одна в другую. На монохроматических снимках грубое зерно обнаруживается согласно фиг. 70 еще тем, что интерференционные кольца едва намечаются.

Прекрасной характеристикой истинного матернала в отношении рекристаллизации является поведение его при глубокой вытяжке (ср. § 46). В то время как нагартованные листы при глубокой вытяжке, как правило, образуют фестоны (Zipfeln), вследствие текстуры проката, с рекристаллизацией они исчезают или изменяют свое положение², так как исчезает также текстура проката или возникает текстура рекристаллизации.

Напротив, по механическим свойствам не удается определить момент наступления рекристаллизации (ср. § 31). Хотя изменения их при этом значительны, но эти изменения совершаются также и до рекристаллизации и после нее, так что резкой зависимости не обнаруживается.

§ 37. Диаграмма рекристаллизации

Дальнейшими факторами, определяющими величину зерна по завершении рекристаллизации, являются степень деформации и температура отжига. Первые систематические исследования процесса рекристаллизации обнаружили следующие основные закономерности³.

1. Рекристаллизация начинается в соответствии с фиг. 71 при тем более высокой температуре отжига (или, если постоянна температура, при тем большей продолжительности отжига), чем ниже была степень деформации при холодной обработке.

¹ Glocker, R. u. E. Kaupp: Z. Metallkde. Bd. 16 (1924) S. 377—379. Glocker, R.: Z. Physik Bd. 31 (1925) S. 386—410. Sachs, G. u. E. Schiebold; Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 400—402. Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 90—93. Wever, F. u. B. Pfarr: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. Düsseld. Bd. 15 (1933) S. 137—145.

² Bassett, W. H. a. J. C. Bradley: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1933 P. 181—193.

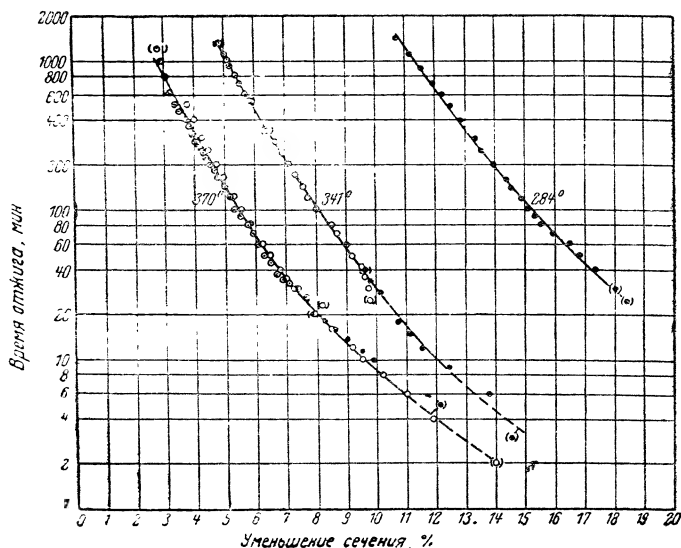
³ Chappell C.: J. Iron Steel Inst. v. 89 (1914 I) P. 460—502; Ferrum Bd. 13 (1915/16) P. 6—27. Mathewson, C. H. a. A. Phillips: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. v. 54 (1916) P. 608. Czochralski, J.: Int. Z. Metallogr. Bd. 8 (1916) S. 1—43; Met. u. Erz. Bd. 13 (1916) S. 381—393. Carpenter, H. C. H. a. C. F. Elam: J. Inst. Met., Lond. v. 24 (1920 II) P. 83—154, v. 25 (1921 I) P. 259—307.

Фиг. 70. Отжиг 500°, 1₂ часа.

Фиг. 68—70. Изменение рентгенограммы (съемка по методу Дебай-Шерера) тянутой алюминиевой проволоки при обжиге

2. Величина зерна в рекристаллизованном состоянии зависит, как видно из фиг. 72, главным образом от степени деформации, далее также от температуры и времени отжига. При этом кристаллы получаются тем больше, чем ниже степень деформации.

Если выразить зависимость величины зерна от степени деформации и температуры отжига в трехмерном изображении, то получается наглядная картина действия отжига на величину зерна. Такие диаграммы рекристаллизации установлены по примеру Чохральского для



Фиг. 71. Влияние степени деформации и длительности отжига на температуру рекристаллизации меди после растяжения.

целого ряда металлов и сплавов¹. Опыты при этом ведутся таким образом, что металл вначале нагартовывается, а затем отжигом вызывается рекристаллизация. Последовательность процессов при этом соответствует обычной практике холодного деформирования. Неправильно поэтому сносить, по которому деформацию производят непосредственно при температурах отжига². Это отвечает процессам горячего

¹ Czochralski, J.: Int. Z. Metallogr. Bd. 8 (1916) S. 1—43 [Sn]. Rassow, E. u. L. Velde: Z. Metallkde. Bd. 12 (1920) S. 369 [Cu], Bd. 13 (1921) S. 557 [Al]. Rassow, E.: Z. Metallkde. Bd. 12 (1920) S. 558 [Al]. Oberhoffer, P. u. W. Oertel, Stahl u. Eisen Bd. 39. (1919) S. 1061, Bd. 44 (1924) S. 560—561. [Fe]. Oberhoffer, P. u. H. Jungbluth: Stahl u. Eisen Bd. 42 (1922) S. 1513—1519. Schottky, H. u. H. Jungbluth: Kruppsche Mh. Bd. 4 (1923) S. 197—204; Stahl u. Eisen Bd. 44 (1924) S. 603—604 (Cu, Ni); Stahl u. Eisen Bd. 50 (1930) S. 1517 (V 2 A—Stahl). Freemann, J. R.: Trans. Amer. Soc. Stl. Treat. v. 10 (1926) P. 67—86 [Fe]. Bass, A. u. R.: Glocker: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 179—183 [Ms 70, Ms 63]. Loofs-Rassow, E.: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 161—165 [Pb].

² Hanemann, H.: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 316—319, 373—374 [Cu, Fe]. Hanemann H. u. F. Lucke: Stahl u. Eisen Bd. 45 (1925) S. 1113—1122 [Cu, Fe]. Feussner, O.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 342—345 [Ag, Pt]. Wittneben, A.: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 316—322 (Ms 90, Ms 85, Ms 72, Ms 67). Tafel, W. H. Hanemann u. A. Schneider: Stahl u. Eisen Bd. 49 (1929) S. 7—12 [Fe]. Tafel, W.: Z. Metallkde. Bd. 21 (1929) S. 265—267 [Cu]. Hanemann, H. u. R. Vogel: Aluminium—Z. Bd. 4 (1932) S. 3—23 [Al, Al-leg].

деформирования, но результат в этом случае, в противоположность первому способу, в сильной степени зависит от скорости деформации¹ (ср. § 61).

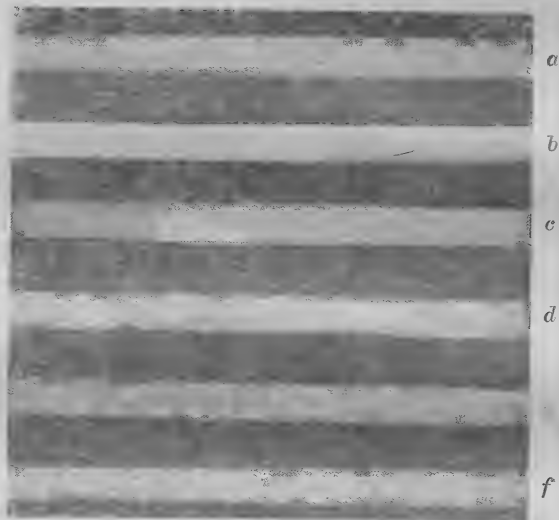
Установленная по диаграмме рекристаллизации зависимость величины зерна от степени деформации и температуры отжига по Альтертуму выводится теоретически из повышения энергии решетки, которое происходит при деформации².

Использование диаграммы рекристаллизации для вычисления величины зерна, получающегося в материале при производственных отжигах, не является возможным. Подробные исследования показали, что хотя начало рекристаллизации и величина зерна всегда подчиняются сформулированным выше закономерностям, однако численно зависят от очень большого числа факторов. Поэтому даже при совершенно одинаковых степени деформации и температуре от-

жига температура рекристаллизации и величина зерна могут быть различными в зависимости от прочих условий. Еще более сильные различия возможны для «одного и того же» материала при практически допустимых колебаниях в химическом составе. Об этом более подробно будет сказано в следующих параграфах.

§ 38. Влияние времени отжига на рекристаллизацию

Одним из важнейших, но почему-то часто мало учитываемых факторов рекристаллизации является время отжига. Описанные уже в § 34 опыты показали, что рекристаллизация вовсе не является спонтанным процессом, который, как например плавление, быстро протекает при определенной температуре, при достаточном лишь подводе тепла. Рекристаллизация, напротив, является процессом, идущим так очень медленно в области практически интересных температур. В технике считают, что особенно хорошие свойства металла рекристаллизованный металл, если он выдерживается при сравнительно низкой температуре очень длительное время, например 24 часа. С другой стороны,



Фиг. 72 Изменение величины зерна алюминия при рекристаллизации после растяжения в зависимости от степени деформации *a* — 0%, *b* — 30%, отжиг 525°, 1/2 часа; *c* — 60%, отжиг 450°, 1/2 часа; *d* — 120%, отжиг 425°, 1/2 часа; *e* — 180%, отжиг 375°, 1/2 часа; *f* — 250%, отжиг 350°, 1/2 часа. Травление: HF + HCl × 1.

¹ Hanemann, H. u. R Vogel: a. a. O.

² Altherthum, H.: Z. Elektrochem. Bd. 28 (1922) S. 347—356. 478; Z. Metallkde. Bd. 14 (1922) S. 417—424. Becker, R.: Z. techn. Physik Bd. 7 (1926) S. 547—555. Liempt, J. A. M. van: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 195 (1931) S. 366—386.

при достаточно высоких температурах отжига рекристаллизацию можно вызвать через несколько минут или секунд; при этом не возникает каких-либо опасений за чрезмерный рост зерна¹.

Зависимость между факторами рекристаллизации, следовательно, такова, что диаграмму рекристаллизации (обычно устанавливаемую при времени отжига 20—60 мин.) при коротком времени отжига следует смещать к более высоким температурам, при длительном отжиге — к низким.

Эти смещения температуры отжига в пределах практических продолжительностей отжига довольно значительны². Как показывает фиг. 71, рекристаллизация меди, деформированной растяжением на 15%, наступает через одну мин. при 380°, через один час при 300° и приблизительно через один день при 225°³. Увеличение времени отжига вдвое понижает температуру рекристаллизации, а температуру разупрочнения (ср. фиг. 46) — на 10—15°.

Не следует делать вывода на основании кривых фиг. 71, что существует какая-то предельная температура, ниже которой рекристаллизация вообще не идет. Не существует, следовательно, ни действительного «порога рекристаллизации», ни «критической степени деформации», которая была бы по крайней мере необходима, чтобы вообще сообщить металлу способность к рекристаллизации⁴.

Практически, однако, применение этих терминов в некоторой степени оправдывается, поскольку очень низкие температуры отжига и очень низкие степени деформации у многих материалов не вызывают рекристаллизации при производственных отжиге. Вместе с тем при очень низких температурах способность к рекристаллизации настолько ничтожна, что необходимое для этого время превосходит естественный срок службы материала в конструкции. Все же следует иметь в виду, что этот порог рекристаллизации для многих материалов, как цинк⁵, медь⁶, серебро⁷, лежит при очень низких температурах. Для таких материалов комнатные температуры или несколько более высокие температуры, обычные для летних месяцев, могут послужить причиной нежелательных структурных изменений.

§ 39. Влияние прочих факторов на рекристаллизацию

При данной степени обжатия и данном времени отжига ни температура рекристаллизации, ни величина зерна еще не являются строго определенными, поскольку они зависят в сильной степени также от целого ряда прочих факторов.

Установлено прежде всего, что при равномерной деформации, в особенности при растяжении, рекристаллизация наступает позднее и приводит к более крупным кристаллам, чем при обычных технических

¹ Böhner, H.: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 132—141. Schmitt, H.: Elektrotechn. Z. Bd. 49 (1928) S. 684.

² Carpenter, H. C. H. a. C. F. Elam: J. Inst. Met., Lond. v. 24 (1920 II) P. 83—154, v. 25 (1921 I) P. 259—307.

³ Karnop, R. u. G. Sachs: Z. Physik. Bd. 60 (1930) S. 464—480.

⁴ Arkel, A. E. van u. M. G. van Bruggen: Z. Physik Bd. 42 (1927) S. 795—806. Arkel, A. E. van u. J. J. A. Ploos van Amstel: Z. Physik Bd. 51 (1928) S. 534—544.

⁵ Ingall, D. H.: J. Inst. Met., Lond. v. 23 (1921 II) P. 281—320. Schrader Metallwirtsch. Bd. 9 (1930) S. 282—285.

⁶ Köster, W.: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 189—192.

⁷ Widmann, H.: Z. Physik Bd. 45 (1927) S. 200—224.

процессах. Так как при этих последних процессах материал в зависимости от рабочих условий деформируется и упрочняется неодинаково сильно и неодинаково равномерно (ср. § 72), общая картина рекристаллизации должна получаться различной при различных условиях, конечно, в известных пределах. Распространенный взгляд, что различные процессы деформирования приводят к одинаковой рекристаллизации¹, подтверждается лишь как исключение.

Температура рекристаллизации лежит тем выше, а рекристаллизованное зерно получается тем крупнее, чем больше кристаллы исходного состояния². По ван-Аркелю и ван-Бругену при выяснении влияния этого фактора следует рассматривать в качестве основного фактора рекристаллизации не степень деформации, а упрочнение. Упрочнение же тем меньше, чем больше величина исходных кристаллов.

Подобное же влияние оказывают на рекристаллизацию упрочнение и повышение температуры деформации. Значительное смещение температур рекристаллизации установлено во всех случаях при более высоких температурах в области горячего деформирования³, где к тому же значительно влияет скорость деформации (ср. § 61). Некоторые опыты с оловом при температурах ниже 0°⁴ указывают, однако, что температура деформации оказывает известное влияние также при холодной обработке.

Наблюдалось также, что очень медленный нагрев может вызвать появление крупных кристаллов в условиях, при которых они нормально не возникают⁵. Скорость же нагрева в общем лишь количественно влияет на изменения структуры⁶.

§ 40. Рекристаллизация после многократного деформирования

Весьма запутанные зависимости устанавливаются при многократных деформированиях разного рода. Последние вызывают, правда, постоянно возрастающее упрочнение; однако, вызванная первой деформацией способность к рекристаллизации может быть в таком случае понижена, особенно если изделие вновь переводится в его первоначальную форму⁷, как это, скажем, имеет место при ковке. Это является вероятно, также причиной того явления, что материал после длительного нагружения или даже после излома вследствие усталости обычно не претерпевает рекристаллизации при последующем нагреве.

С другой стороны, отпуск деформированного изделия при температурах, не превосходящих порога рекристаллизации, хотя и вызывает

¹ Rassow, E. u. L. Velde; Z. Metallkde. Bd. 13 (1921) S. 557. Rassow, E.: Z. Metallkde. Bd. 13 (1921) S. 558.

² Wetzel, E.: Mitt. Kais.-Wlih.-Inst. Eisenforsch., Düssel. 1922 Nr. I S. 24—40. Karnop, R. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 42 (1927) 283—301. Arkel, A. E. van u. M. G. van Bruggen: Z. Physik Bd. 42 (1927) S. 795—806. Bd. 51 (1928) S. 520—533. Bohner, H. u. R. Vogel: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 165—175.

³ Karnop, R. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 42 (1927) S. 283—301.

⁴ Arkel, A. E. van u. Ploos van Amstel: Z. Physik. Bd. 51 (1928) S. 534—544.

⁵ Röhrig, H.: Z. Metallkde. Bd. 16 (1924) S. 265—270.

⁶ Carpenter, H. C. H. a. C. F. Elam: Proc. Roy. Soc. Lond. [A] v. 100 (1921) P. 329—353.

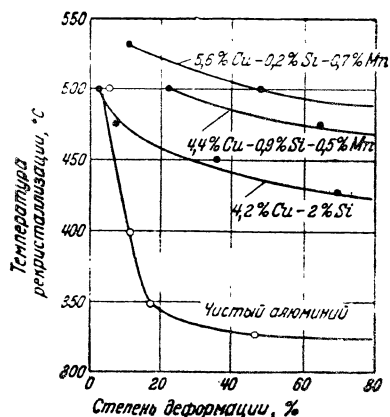
⁷ Czochralski, J.: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 1—11. Sachs, G.: Z. Metallkde. Bd. 18 (1926) S. 209—212. Karnop, R. u. G. Sachs: Z. Physik. Bd. 52 (1928) S. 301—313. Beck, P. u. M. Polanyi: Z. Elektrochem. Bd. 37 (1931) S. 521—524. Arkel, A. E. van u. M. G. van Bruggen: Z. Physik Bd. 80 (1933) S. 804—812.

значительное разупрочнение, однако на способность к рекристаллизации влияет очень мало¹ (ср. § 31). Это явление можно использовать в практике, поскольку при таком промежуточном отжиге (отпуске) улучшается обрабатываемость материала; это в свою очередь позволяет деформировать материал между отжигами с малыми степенями обжатия, не опасаясь за появление грубозернистой структуры.

Может, однако, наступить также обратный случай, когда последовательные деформации сообщаются изделию при такой температуре и в течение такого времени, при которых рекристаллизация проходит полностью². Иногда при малых степенях деформации при отдельных переходах это приводит к неожиданно сильному росту зерна³. Подобные трудно учитываемые явления наблюдаются в особенности при горячем деформировании (ср. § 61).

§ 41. Влияние химического состава на температуру рекристаллизации

Изложенные в предыдущих разделах закономерности наблюдаются в общем во всех известных металлах и сплавах. Различные металлы отличаются между собой главным образом лишь тем, что в количественном отношении зависимость температуры рекристаллизации и величины зерна от различных факторов может быть очень различной.



Фиг. 73. Температура рекристаллизации различных алюминиевых сплавов (длительность отжига 1 час) (по Ханеману и Фогелю).

Исследования влияния химического состава на температуру рекристаллизации немногочисленны. В большинстве случаев рекристаллизация и разупрочнение протекают параллельно, что позволяет распространить установленные в § 29 зависимости для разупрочнения на рекристаллизацию. В соответствии с этим примеси, входящие в твердый раствор и остающиеся в нем при температурах отжига, повышают температуру рекристаллизации. Особенно эффективными являются при этом добавки тугоплавких металлов, а также такие добавки, которые вызывают старение. На примере алюминиевых сплавов (фиг. 73) можно убе-

диться, что медь, а также дальнейшие добавки марганца значительно повышают температуру рекристаллизации алюминия⁴. Напротив, кремний (и магний) действуют в этом отношении на сплавы Al-Cu лишь незначительно. Практически не влияет на температуру рекристаллизации алюминия также его чистота, определяемая содержанием железа и кремния⁵.

¹ Karnop, R. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 52 (1928) S. 301—313. Bohner, H. u. R. Vogel: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 169—175.

² Arkel, A. E. van u. J. J. A. Ploos van Amstel: Z. Physik Bd. 51 (1928) S. 534—544.

³ Masing, G.: Z. Metallkde. Bd. 12 (1920) S. 457—498.

⁴ Hanemann, H. u. R. Vogel: Aluminium Bd. 4 (1932) S. 3—23. Bohner, H. u. R. Vogel: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 169—175.

⁵ Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Metallkde. Bd. 18 (1927) S. 90—93.

Кремний в больших количествах, до 12—13% (в силумине) даже понижает температуру рекристаллизации алюминия¹. Причина этого, очевидно, в том, что этот сплав имеет очень тонкое зерно и деформация алюминиевых кристаллов в особенности неравномерна из-за наличия распределенных между ними кристаллов кремния.

Для большинства металлов устанавливается также обычно, что уже незначительное количество примесей, порядка нескольких тысячных процента (0,001), заметно повышает температуру рекристаллизации; так, водород повышает температуру рекристаллизации меди² и золота³, магний — никеля⁴. Металлы обычной технической чистоты рекристаллизуются при температурах на несколько сот градусов выше, чем те же металлы в очень чистой форме. Так, содержащая серебро медь имеет температуру рекристаллизации на 150° выше, чем нормальная электролитическая медь⁵ (ср. фиг. 41); обычный 99,4%-ный никель — на 150° выше, чем очень чистый 99,9%-ный никель⁶. Температура отжига торговой платины (1000°) на 350° выше, чем очень чистой платины (650°)⁷. Дальнейшие исследования влияния примесей на серебро и медь указывают, что большинство добавок повышают температуру рекристаллизации приблизительно на 100°⁸. Действие некоторых добавок, которые ускоряют рекристаллизацию, можно объяснить лишь как компенсацию действия некоторых других примесей.

При большом содержании примесей действие их усиливается, как и при разупрочнении (см. § 29), но уже не в той степени. Так, температуры рекристаллизации α -латуни с 90—60% Cu лежат выше температур рекристаллизации чистой меди приблизительно на 200° и лишь незначительно превосходят температуры не чистой меди⁹.

§ 42. Влияние примесей на величину рекристаллизованного зерна

На величину зерна после завершения рекристаллизации влияют прежде всего нерастворимые примеси. Они обычно размельчают зерно.

¹ Böhner, H. u. R. Vogel: a. a. O.

² Köster, W.: Schweiz. Verb. Mat.-Prüf.-Ber. 1927. Nr. 7; Z. Metallkde. Bd. 19 (1928) S. 189—191.

³ Rose, T. K.: J. Inst. Met., Lond. v. 10 (1913 II) P. 150—174. Phelps, J. J. Inst. Met., Lond. v. 12 (1914 II) P. 125—132.

⁴ Ransley, C. H. a. C. J. Smithells: J. Inst. Met., Lond. v. 49 (1932 II) P. 287—300.

⁵ Bassett, W. H. a. C. H. Davis: Trans. Amer. Inst. Min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 P. 55—73.

⁶ Ransley, C. H. a. C. J. Smithells: a. a. O.

⁷ Carter, F. E.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 P. 759—785.

⁸ Widmann, H.: Z. Physik Bd. 45 (1927) S. 200—224. Dahl, O.: Wiss. Veröff. Siemens-Konz. Bd. 8, 2 (1929) S. 157—173.

⁹ Grand, L.: Rev. Métallurg. v. 6 (1909) P. 1069—1113. Mathewson, C. H. a. A. Phillips: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. v. 54 (1916) P. 608. Bassett, W. H. a. C. H. Davis: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. v. 60 (1919) P. 428; Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 P. 55—73. Smith, F. G.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. v. 64 (1920) P. 159. Körber, F. u. P. J. H. Wieland: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Dusseld. Bd. 3 (1921) S. 57—87. Bass, A. u. R. Glocker: Z. Metallkde. Bd. 19 (1928) S. 179—183. Wittneben, A.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1928) S. 316—322.

Это установлено для железа¹ и титана² в алюминии, железа, никеля и фосфора в латуни³ (ср. фиг. 52).

В согласии с отмеченным влиянием нерастворимых примесей находится также наблюдение, что величина рекристаллизованного зерна стареющих сплавов алюминия зависит от термической обработки перед деформацией. В закаленном состоянии, свободном вначале от выделений, кристаллы получаются меньшими, чем в медленно охлажденном состоянии с тонко распределенными включениями⁴.

О влиянии примесей на возникновение очень крупных кристаллов будет сказано в следующих параграфах.

§ 43. Возникновение крупных кристаллов при рекристаллизации

Связанные с отжигом изменения структуры могут привести двумя совершенно различными путями к возникновению очень крупных кристаллов.

Как указывалось в § 37, величина кристаллов, образующихся при рекристаллизации, в большинстве случаев возрастает с уменьшением степени деформации (ср. фиг. 72). Возникающие после очень малых деформаций кристаллы во многих материалах могут оказаться столь большими⁵, что это может привести к нежелательным результатам (ср. § 32). Для многих металлов и сплавов удастся даже получить путем растяжения на 0,2—3% и последующего осторожного нагрева образцы диаметром до 25 мм и более, состоящие из одного кристалла. Так изготовлены кристаллы алюминия⁶, алюминиевых сплавов⁷, железа⁸, β -латуни⁹ и магниевых сплавов¹⁰, исследование которых привело к весьма ценным заключениям об основных свойствах металлов.

¹ Karnop, R. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 8 (1929) S. 1115—1118.

² Röhrig, H.: Aluminium Bd. 3 (1931) S. 32—39; Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 105—111.

³ Bassett, W. H. a. C. H. Davis: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 P. 55—73. Bass, A. u. R. Glocker: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 179—183. Cook, M. a. H. J. Miller: J. Inst. Met., Lond. v. 49 (1932 II) P. 247—266.

⁴ Sachs, G.: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 428—430. Karnop, R. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 53 (1929) S. 605—618. Bohner, H. u. R. Vogel: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 169—175.

⁵ Sauveur, A.: Metallography and Heat Treatment of Iron and Steel 1912 P. 265; Mitt. Int. Verb. Mat.-Prüf. Bd. 2 (1910/13) Ber. 11, 6. Ruder, W. E.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. v. 47 (1913) P. 569—586. Czochralski, J.: Int. Z. Metallogr. Bd. 8 (1916) S. 381—393.

⁶ Carpenter, H. C. H. a. C. F. Elam: Proc. Roy. Soc., Lond. [A] v. 100 (1921) P. 329—353. Carpenter H. C. H.: J. Iron Steel Inst. v. 57 (1923) P. 175—211. Karnop, R. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 42 (1927) S. 283—301. Weerts, J.: Forschungsarb. VDI 1929 Heft 323.

⁷ Elam, C. F., Proc. Roy. Soc., Lond. [A] v. 109 (1925) P. 143—149, v. 115 (1927) P. 133—147. Karnop, R. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 53 (1929) S. 605—618. Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 8. (1929) S. 671—680.

⁸ Edwards, C. A. a. L. B. Pfeil: J. Iron Steel Inst. v. 109 (1924) P. 129—158, v. 112 (1925) P. 79—110, 113—122. Honda, K. a. S. Kaya: Sci. Rep. Tôhoku Univ. v. 15 (1926) P. 721—753. Honda, K. a. Mashiyama: Sci. Rep. Tôhoku Univ. v. 15 (1926) P. 755—776. Honda, K., H. Masumoto a. S. Kaya: Sci. Rep. Tôhoku Univ. v. 17 (1928) P. 111—130.

⁹ Taylor, G. J.: Proc. Roy. Soc., Lond. [A] v. 118 (1928) P. 1—24.

¹⁰ Schmid, E.: Z. Elektrochem. Bd. 37 (1931) S. 447—459. Schmid, E. u. H. Seliger: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 409—411, 421—424. Schmid, E. u. G. Siebel: Metallwirtsch. Bd. 12 (1933) S. 577—579.

Используя явление критической деформации, можно получить довольно большие кристаллы также для большинства центрогранных металлов: меди, никеля, серебра, золота и их сплавов. Однако эти кристаллы пронизываются двойниками¹, представляющими совершенно иные кристаллы. Благодаря этому явление возникновения крупных кристаллов в этих металлах смягчается.

Во многих материалах большие кристаллы вообще не наблюдаются. Причины различного поведения разных материалов в этом случае подробно не исследованы. Было показано, что возникновению очень крупных кристаллов способствуют некоторые примеси, например водород в меди² и обычные примеси в алюминии³.

Основной причиной появления крупных кристаллов в производственном материале должны быть малые деформации с последующим отжигом⁴. Малые деформации особенно часто возможны при процессах прессования (в штампках) после промежуточного отжига (фиг. 74). Тогда при последующем отжиге неизбежна грубозернистая структура. Для устранения этого нежелательного явления необходимо применение более сильных деформаций или прессование изделий в предварительно деформированном состоянии.



Фиг. 74. Возникновение крупнозернистой структуры в слабдеформированных поверхностных слоях тянутой латунной гильзы при промежуточном отжиге

Температуры, необходимые для возникновения крупных кристаллов при рекристаллизации, лежат обычно ниже, чем для другого подобного же случая образования крупных кристаллов при росте зерна (ср. § 44). В последнем случае температуры обычно близки к точке плавления. Температуры же, необходимые для рекристаллизации после малых деформаций (порядка 5%), обычно уже достаточные для возникновения довольно грубого зерна (ср. фиг. 73), лежат на 100—200° выше температур, минимально необходимых для рекристаллизации после очень сильных деформаций.

§ 44. Рост зерна и грубая кристаллизация

Другая причина появления крупнокристаллической структуры в обработанном и отожженном материале лежит в том, что возникшие при рекристаллизации кристаллы не являются устойчивыми, но растут

¹ Carpenter, H. C. H. a. S. Tamura: Proc. Roy. Soc., Lond. [A] v. 113 (1926) P. 161—182. Karnop, R. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 42 (1927) S. 283—301. Sauerwald, F. u. G. Elsner: Z. Physik Bd. 44 (1927) S. 36—57.

² Köster, W.: Schweiz. Verb. Mat.-Prüf.-Ber. 1927. Nr. 7; Z. Metallkde, Bd. 19 (1928) S. 189—191.

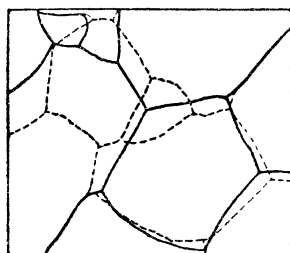
³ Weerts, J.: Forschungsarb. VDI 1929 Heft 323.

⁴ Ostermann, F.: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 337—338.

один за счет другого в соответствии с фиг. 75¹. Поэтому при высоких температурах часть вновь образовавшихся кристаллов исчезает, вместе с тем структура становится крупнокристаллической.

Для большинства технических металлов этот рост зерна, называемый также собирательной кристаллизацией или поверхностной рекристаллизацией (в отличие от рекристаллизации, вызванной обработкой)², редко приводит к образованию весьма крупных, занимающих значительную часть сечения кристаллов. Все же это явление укрупнения зерна даже и в его обычной форме, обнаруживаемой, например, в образовании неравномерных отпечатков при испытании на твердость или в появлении рельефа на поверхности при испытаниях на растяжение (ср. § 32), очень нежелательно.

Грубая кристаллизация, как показывают многочисленные наблюдения, является как бы второй рекристаллизацией, возникающей только после перехода за некоторый температурный предел, т. е. после длительного отжига при достаточно высокой температуре³. До этого момента рост зерна, как указывают фиг. 76—78 на примере алюминия различной чистоты, идет обычно в умеренных пределах, затем внезапно резко увеличивается и, наконец, практически прекращается.



---- Первоначальные границы зерен
— Границы зерен после нагрета при 150-200°

Фиг. 75. Обычный рост зерна в оловянно-сурьмяном сплаве (по Карпентеру и Элем).

Температура выраженного роста зерен для большинства технических материалов лежит значительно ниже температуры плавления. Для серебряных сплавов грубая кристаллизация установлена приблизительно на 200°⁴ ниже температуры солидуса (при времени отжига 30 мин.), для латуней — приблизительно на 250°⁵ ниже температуры солидуса.

Эти результаты относятся к очень сильно деформированному материалу. С уменьшением степени деформации грубая кристаллизация смещается к более высоким температурам (фиг. 76 и 77) и при некоторой степени деформации уже не отличается от подобного же явления образования крупных кристаллов, вызванного рекристаллизацией после малых деформаций. На фиг. 79 и 80 указаны границы грубой рекристаллизации для двух сортов алюминия.

Так как действие величины зерна зависит от отношения ее к размерам тела, то особенно сильно оно заметно в очень тонких проволоках⁶ (ср. § 33).

¹ Carpenter, H. C. H. a. C. F. Elam: J. Inst. Met., Lond., v. 24 (1920 II) P. 83—154. Feitknecht, W.: J. Inst. Met., Lond. v. 35 (1926 I) P. 131—172, Arkel, A. E. van u. M. G. van Bruggen: Z. Physik Bd. 42 (1927) S. 795—806. Bd. 51 (1928) S. 529—533.

² Altherthum, H.: Z. Physik. Chem. Bd. 110 (1925) S. 1—16; Physik. Z. Bd. 32 (1931) S. 205—226.

³ Bohner, H.: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 8—13. Röhrig, H.: Metallwirtsch. Bd. 8 (1929) S. 182—185.

⁴ Saefitel, F. u. G. Sachs: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 155—161, 258—264 294—298.

⁵ Bassett, W. H. a. C. H. Davis: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928. P. 55—73.

⁶ Ransley, C. H. a. C. J. Smithells: J. Inst. Met., Lond. v. 49 (1932 II) P. 287—300.

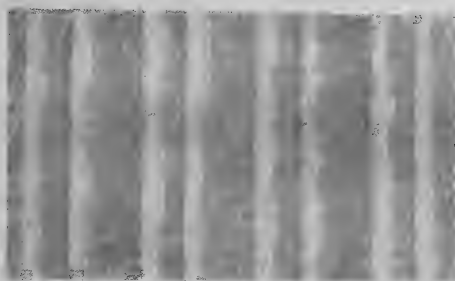
Отжиг 500°, 1/2 часа,



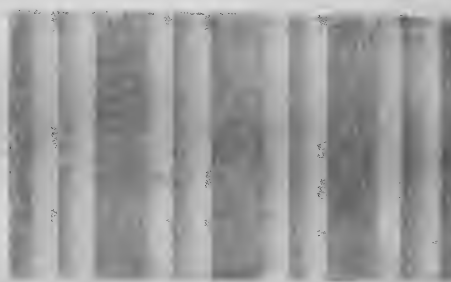
Отжиг 500°, 1/2 часа.



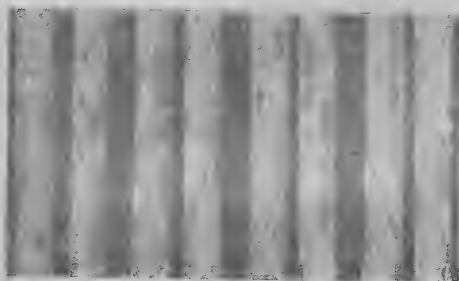
Отжиг 550°, 1/2 часа.



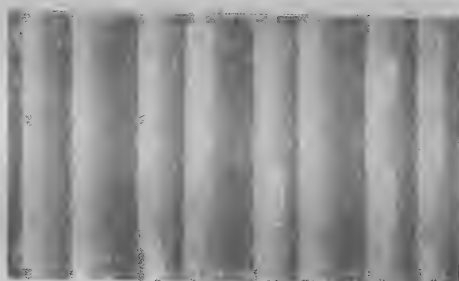
Отжиг 550°, 1/2 часа.



Отжиг 655°, 1 часа



Отжиг 650°, 1/2 часа.



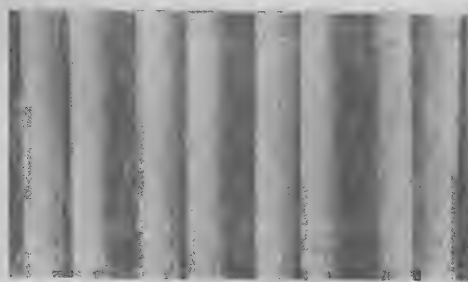
30% 50% 70% 90%

Фиг. 76. Постепенная грубая рекристаллизация очень чистого алюминия 99,9% Al; 0,07% Si; 0,04% Fe; 0,03% Cu при различных степенях деформации и температурах отжига.

30% 50% 70% 90%

Фиг. 77. Выраженная грубая кристаллизация алюминия средней чистоты 99,2% Al; 0,32% Si; 0,47% Fe при различных степенях деформации и температурах отжига.

Отжиг 655°, 1/2 часа.

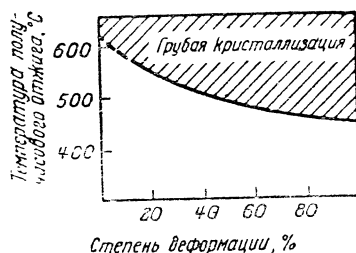


0% 50% 70% 90%

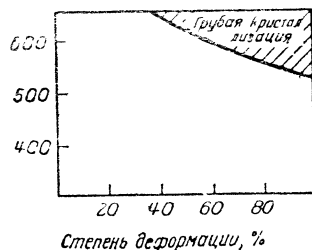
Фиг. 78. Отсутствие грубой кристаллизации в алюминии с сравнительно большим содержанием примесей (99,1% Al; 0,47% Si 40,0% Fe).

Установлено также, что очень выраженная грубая кристаллизация имеет место лишь при очень медленном нагреве, в то время как быстрый нагрев выше необходимой для этого температуры приводит к значительно более тонкозернистой структуре¹.

Основным фактором, от которого зависят рост зерна и грубая кристаллизация, является содержание нерастворимых примесей в материале. Впервые это было отмечено на недеформированном материале, именно на вольфрамовых стержнях (ср. § 47)². Найденные при этом закономерности полностью подтвердились при опытах с деформированным алюминием (фиг. 76—78)³. Они объяснили также все прежде сделанные наблюдения над грубой кристаллизацией в алюминии⁴, свинце⁵, цинке⁶ и т. д. Особенно ясно обнаруживаются эти закономерности при опытах над влиянием свинца в цинке (фиг. 81).



Фиг. 79. 99,90% Al.



Фиг. 80. 99,20% Al.

Фиг. 79 и 80. Зависимость границы грубой кристаллизации алюминия от его чистоты и степени деформации.

В очень чистом материале рост зерна идет сравнительно равномерно, как показывает фиг. 76. Средняя величина зерна возрастает с повышением температуры, пока зерно не становится довольно крупным, после чего она, повидимому не изменяется значительно. Если в материал присаживаются во все увеличивающемся количестве нерастворимые в нем примеси, например окись тория (ThO_2) и другие ве-

¹ Jeffries, Z.: J. Inst. Met., Lond. v. 20 (1918 II) P. 109—140; Engineering v. 106 (1918) P. 239—242, 269—275, 300—302. Feitknecht, W.: J. Inst. Met., Lond. v. 35 (1926 I) P. 131—172.

² Jeffries, Z.: a. a. O. Altherthum, H.: Z. Physik. Chem. Bd. 110 (1925) S. 1—16. Hüniger, M.: Techn.-wiss. Abh. Osram-Konz., Bd. 1 (1930) S. 124—132.

³ Karnop, R. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 8 (1929) S. 1115—1118.

⁴ Feitknecht, W.: J. Inst. Met., Lond. v. 35 (1926 I) P. 131—172. Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 90—93. Bohner, H.: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 8—13. Röhrig, H.: Metallwirtsch. Bd. 8 (1929) S. 182—185.

⁵ Brenthel, F.: Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 23—26. Werner, M.: Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 342—347. Looßs-Rassow, E.: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 161—165.

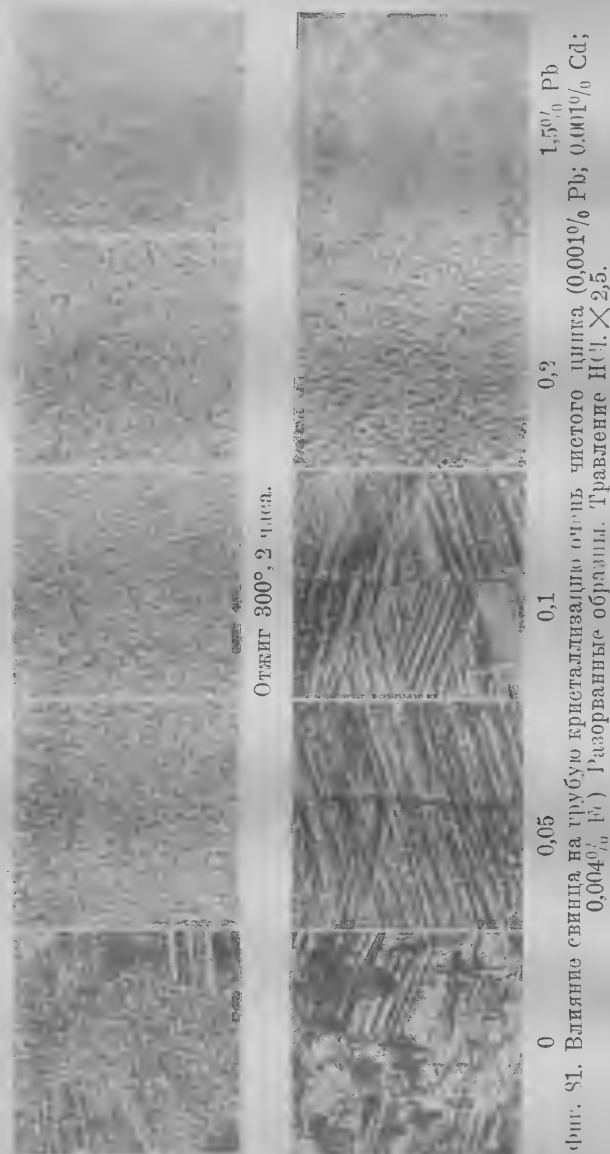
⁶ Timoféef, G.: C. R. Acad. Sci., Paris v. 155 (1912) P. 430; Rev. Métallurg. v. 11 (1914) P. 127—132. Fraenkel, W.: Z. Elektrochem. Bd. 23 (1917) S. 302. Mathewson, C. H., C. S. Trewin a. W. B. Finkeldey: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. v. 64 (1920) P. 305—377. Schulz, E. H. u. O. Zeller: Forschungsarb. VDI 1920 Sonderreihe M I S. 32—38. Ingall, D. H.: J. Inst. Met., Lond. v. 26 (1921 II) P. 281—320. Sachs, G.: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 187—193.

щества в вольфрам, железо в алюминий, свинец в цинк, то происходят следующие изменения: 1) средняя величина зерна ниже определенной температуры, как описано в § 41, уменьшается; 2) после перехода за этот температурный предел кристаллы становятся все большими; 3) этот температурный предел одновременно смещается к более высоким температурам; 4) рост различных кристаллов становится все более неравномерным таким образом, что наконец вырастает один или несколько кристаллов, в то время как все прочие поедаются. При переходе за некоторое предельное содержание примесей грубая кристаллизация вовсе прекращается.

Техническое значение имеет измельчение кристаллов свинца в присутствии меди (фиг. S2—S3), а также никеля, причем одновременно улучшается устойчивость свинца против действия серной кислоты¹. К вольфраму, обрабатываемому в тонкие нити, для измельчения зерна присаживаются 0,5—1,5% малолетучих окислов, например окиси тория². Крупнозернистая проволока менее устойчива в виде нитей при температурах освещения и более хрупка при комнатной температуре, чем тонкозернистая. Против испарения окиси тория, связанного с

Отжиг 250°, 2 часа.

Отжиг 300°, 2 часа.



фиг. 81. Влияние свинца на грубую кристаллизацию очень чистого цинка (0,001% Pb; 0,001% Cd; 0,004% Pb). Разорванные образцы. Травление HCl. $\times 25$.

¹ Brenthel, F.: Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 23—26. Werner, M.: Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 342—347. Tammann, G. u. K. L. Dreyer: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 191 (1930) S. 65—68. Loofs-Rassow, E.: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 161—165. Burkhardt, A.: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 181—187.

² Jeffries, Z.: Bull. Amer. min. Inst. Engr. 1916 Nr. 119. Smithells, C. J.: J. Inst. Met., Lond. v. 27 (1922 I) P. 107—148.

укрупнением зерна, должны приниматься специальные меры¹. При высоких температурах окись тория диссоциирует и становится более грубозернистой².

Примеси, которые переходят в твердый раствор, сравнительно мало влияют на рост зерна. Фиг. 84 иллюстрирует это на примере кадмия



Фиг. 82. Структура листового электролитического свинца, отожженного при 200°. Срез сделан с помощью микротома (см. § 66). $\times 2,5$.



Фиг. 83. Структура листового свинца, содержащего медь, отожженного при 200°. Срез сделан с помощью микротома (см. § 66). $\times 2,5$.



Фиг. 84. Влияние кадмия на грубую кристаллизацию чистого цинка. Травление концентрированной HCl $\times 2,5$.

и цинка. Этот пример показывает, кроме того, что влияние это зависит от состояния при соответствующих температурах. При низких температурах, ниже 100°, интересующие нас сплавы (фиг. 84) гетерогенны; только выше 100° кадмий переходит в твердый раствор.

§ 15. Зависимость свойств отожженного листа от направления

Следующим фактором, от которого значительно зависят свойства металлического тела, является ориентировка кристаллов. Перед открытием и применением рентгеновых лучей господствовало представление, что в отожженном и достаточно тонкозернистом материале кристаллы не являются упорядоченными, т. е. занимают всевозможные ориенти-

¹ Smithells, C. J.: Trans. Faraday Soc. v. 17 (1922) P. 485—498; Met. Ind., Lond. v. 29 (1926) P. 365—366. Koref, F. u. C. Reiter: Techn.-Abh. Osram-Konz., Bd. 2 (1931) S. 99—102.

² Jeffries, Z. u. P. Tarasov: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1927 P. 395—412.

ровки с одинаковой степенью вероятности. Более новые исследования показали, однако, что это как раз исключительное явление. Оказалось, что не только в деформированных металлах (ср. § 22), но также в литых, полученных в результате электролиза и осажденных из газовых сред, также как в рекристаллизованных телах кристаллы чаще всего занимают определенные положения, которые обычно сравнительно просто описываются угловыми отношениями к главным измерениям тела. Вследствие того что многие свойства монокристаллов очень сильно зависят от их ориентировки (ср. § 23), такая текстура в материале вызывает следующие явления:

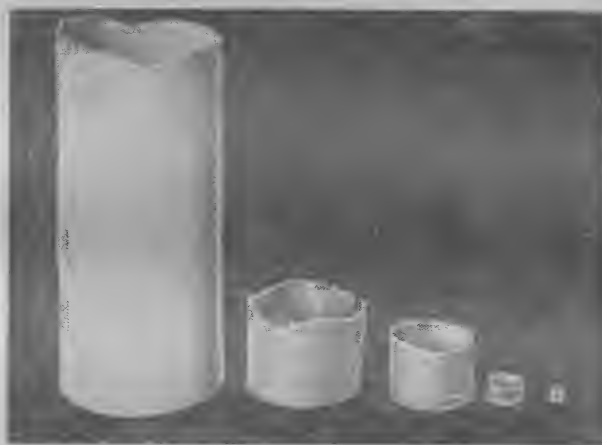
1. Свойства материала оказываются различными в различных направлениях или тело, как говорят, анизотропно.

2. Свойства материала зависят не только от состояния упрочнения и от величины зерна, но также от рода текстуры.

Анизотропия механических свойств обнаруживается при обработке листового материала в виде весьма нежелательного явления фестонов (фиг. 85)¹. Последние возни-

кают благодаря тому, что лист в одних направлениях легче поддается действию усилия при глубокой вытяжке, чем в других. Для гравировочных и травильных работ такой лист оказывается иногда непригодным, так как он различно относится к механическим и химическим воздействиям в различных направлениях. Даже для обычных листовых работ наличие текстуры очень нежелательно².

Образование фестонов при глубокой вытяжке — очень частое явление, и у самых различных металлов и сплавов оно, как показывает фиг. 85, проявляется в общем одинаковым образом. Расположение фестонов может быть весьма различным в зависимости от текстуры. Обычно появляются четыре фестона в направлении прокатки и поперечном направлении, или под углом в 45° к ним. Иногда наблюдаются также два фестона в направлении прокатки и поперечном направлении. Появление их связано с значительным отходом материала: кроме того, такие



Алюминий Железо Латунь Томпак Медь
Фиг. 85. Тянутые полые тела из различных металлов с фестоном.

¹ Kaiser, K.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 435—457. Aumann, W.: Masch. Bau. Bd. 7 (1928) S. 105—110. Göler, F. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 56 (1929) S. 495—502. Phillips, A. a. G. Edmunds: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. v. 29 II (1929) P. 438—449. Bassett, W. H. a. J. C. Bradley: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1933 P. 181—193.

² Straw, W. A., M. D. Helfrick a. C. R. Fischrupp: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1931 P. 317—328. Crane, E. V.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1931 P. 284—316.

свойства листа, как способность к глубокой вытяжке, глубина продавливания¹ и т. д. вероятно тем более ухудшаются, чем сильнее выражено это явление образования фестонов.



Фиг. 86. Микроструктура листовой меди с кубической текстурой. Квадратные фигуры травления во всех кристаллах. Травление 10% пересульфатом аммония. $\times 400$.



Фиг. 87. Микроструктура листовой меди без текстуры. Различные фигуры травления в различных кристаллах. Травление 10% пересульфатом алюминия $\times 400$.

Современная практика производства листового материала указывает на то, что при особо тщательном проведении процесса деформации



Фиг. 88. Рентгенограмма листовой электролитической меди с кубической текстурой. Интерференционные кольца представляют несколько отдельных пятен.



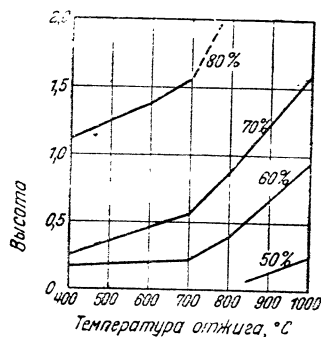
Фиг. 89. Рентгенограмма листовой меди без текстуры. Полные интерференционные кольца.

ции и отжига возможно почти полное устранение этого явления. Зависимость его, следовательно и его причины — анизотропии листа, от

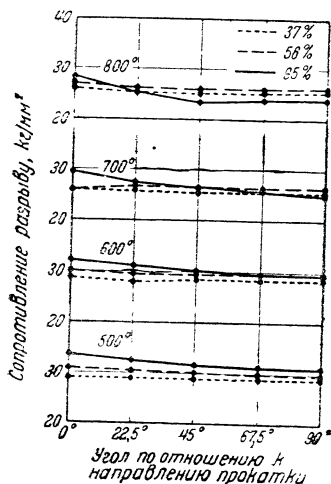
¹ Göler, Frhr v. u. G. Sachs: a. a. O.

условий обработки и отжига, довольно хорошо выяснены многими исследованиями, которые указали также возможности устранения этих явлений.

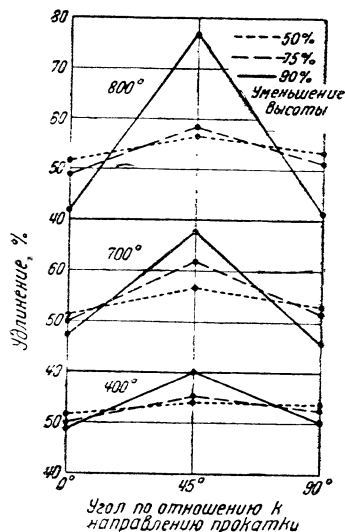
Возможности эти заключаются главным образом в получении такого листового материала, ориентировка кристаллов в котором не является упорядоченной и который не обнаруживает различия механических



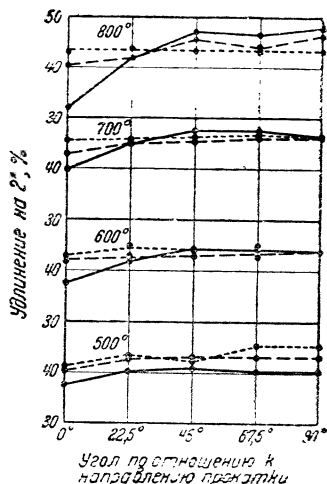
Фиг. 90. Влияние степени деформации и температуры отжига на образование феононов у листовой меди при глубокой вытяжке (по Кайзеру).



Фиг. 92 и 93. Сопротивление разрыву и удлинение листового томпака (Л190), прокатанного с различной степенью деформации после последнего промежуточного отжига (при 700—800°) и отожженного при различных температурах (по Филиппу и Саману).



Фиг. 91. Удлинение листового меди, прокатанной с различной степенью деформации и отожженной при различных температурах (по Филиппу и Саману).



свойств в различных направлениях. На фиг. 86 и 87 показаны микрофотографии двух медных листов, одного анизотропного и другого неанизотропного, после глубокого травления. В первом случае фигуры тра-

вления однородны во всех кристаллах, во втором—совершенно различны. На фиг. 88 и 89 приведены рентгенограммы обоих листов с характерным перерождением интерференционных колец в пятна на снимке анизотропного листа. Однако для установления склонности к образованию фестонов ни металлографический, ни рентгенографический способы не



Фиг. 94. Рентгенограмма отожженной при 1000° в течение 1/2 часа листовой рафинированной меди (степень деформации 99,7%).

являются чувствительными. Рентгенограммы, снятые с технических фабрикатов, лишь редко дают столь выраженную текстуру, как на фиг. 88. Критерием склонности к образованию фестонов можно принять скорее зависимость сопротивления разрыву и удлинения от направления. Наиболее же надежно непосредственное испытание листа на глубокую вытяжку. В данном случае это следует делать на специальной установке (прибор Вацау для испытания на глубокую вытяжку, дополнительный чашечный прибор к Эриксоновскому аппарату). Лист с совершенно неупорядоченной структурой узнается еще и по тому, что при обычном испытании на продавливание получающаяся чашка отрезается по кругу, в то время как в ином случае образуется несколько участков с трещинами или также продольные трещины¹.

По исследованиям Кайзера явление образования фестонов у меди проявляется тем в большей степени (фиг. 90), чем выше степень деформации при прокатке и чем выше температура окончательного отжига². Напротив, промежуточные отжиги тем более усиливают это явление, чем ниже температура они производятся. Бассет и Бредлей установили, кроме того, на купроникеле, что неполный отжиг, который хотя и сообщает материалу значительное разупрочнение, однако же вызывает рекристаллизацию, равным образом усиливает это явление³. Степень обжатия при прокатке и температура отжига по Филлипсу (фиг. 91—93) также влияют на анизотропию механических свойств меди



Фиг. 95. 99,4% Al; 0,17% Fe; 0,40% Si.

Фиг. 96. 99,1% Al; 0,37% Si; 0,44% Fe.

Фиг. 95 и 96. Полые изделия из одинаково отработанного листового алюминия различной чистоты.

¹ Göler, Erhr v. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 41 (1927) S. 889—906. Schrader: Metallwirtsch. Bd. 9 (1930) S. 282—285.

² Kaiser, K.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 435—437.

³ Bassett, W. H. a. J. C. Bradley: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1933 P. 181—193.

и латуни¹. Это подтверждается также рентгенографическими исследованиями².

Рентгенографические исследования показали также, что текстура значительно устраняется при попеременной прокатке в различных направлениях. Так изготавливаемые листы обладают очень равномерными, независимыми от степени обжатия при прокатке, характеристиками на продавливание; в то же время листы, прокатанные в одном направлении, дают обычно меньшую глубину продавливания³. При этом установлено также на цинке, что преобладающим является влияние последней прокатки⁴.

На основании вышесказанного основными мерами для устранения анизотропии листа являются следующие:

1. Последний промежуточный отжиг следует производить при высоких температурах.

2. Последняя прокатка должна производиться с возможно меньшим изменением толщины листа.

3. Окончательный отжиг должен производиться при возможно низкой температуре.

Особенно важным фактором образования текстуры рекристаллизации является далее степень чистоты материала⁵. В чистых металлах и сплавах текстура рекристаллизации при подходящих условиях получается очень резко выраженной. Напротив, примеси в рафинированной меди или никеле (Mondnickel) достаточны, как показывает фиг. 94, чтобы при равных условиях привести к неупорядоченной структуре. Влияние уже сравнительно малых количеств примесей в алюминии сказывается подобным же образом (фиг. 95 и 96). Кислород, содержащийся в меди, напротив, мало влияет на образование текстуры.

§ 46. Текстура рекристаллизации и механические свойства

Текстура рекристаллизации в листах установлена для большинства металлов и сплавов. Центрогранные металлы дают две различные текстуры. Наиболее частой является особенно простая ориентировка (кубическая текстура), при которой элементарные кубы решетки своими ребрами (кристаллическими осями) $[100]$, $[010]$, $[001]$ лежат параллельно направлению прокатки, поперечному направлению и нормали к листу. Такая текстура установлена для меди⁶, никеля, золота, медноникеле-

¹ Phillips, A. a. E. S. Bunn: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1931 P. 353—372. Phillips, A. a. H. Samans: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1933 P. 171—180.

² Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 41 (1927) S. 889—906. Bd. 56 (1929) S. 485—494.

³ Holzmann, H.: Festschrift Siebert, S. 121—148. Hann 1931.

⁴ Schrader: Metallwirtsch. Bd. 9 (1930) S. 282—285.

⁵ Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: a. a. O.

⁶ Köster, W.: Z. Metallkde. Bd. 18 (1926) S. 112—116. Sachs, G.: Z. VDI Bd. 70 (1926) S. 1634—1640. Tammann, G. u. H. H. Meyer: Z. Metallkde. Bd. 18 (1926) S. 176—181. Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 45 (1927) S. 200—224. Bauer, O., Frhr. v. Göler u. G. Sachs: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 889—906. Phillips, A. a. G. Edmunds: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. v. 29 II (1929) P. 438—449.

вых сплавов¹ и очень чистого алюминия². Серебро³, латунь⁴ и еще некоторые сплавы с подобной же кристаллической структурой обнаруживают, напротив, совершенно иную, мало отличную от их текстуры проката (ср. § 22) текстуру рекристаллизации. Объемно-центрированное железо⁵ и гексагональные цинк и магний⁶ ведут себя подобным же образом.

Анизотропия механических свойств находится в связи с текстурой: ее удается привести в удовлетворительное соответствие с механическими свойствами монокристаллов (ср. § 23)⁷. Особенно выражена анизотропия в кубической текстуре; она подробно исследована для меди в отношении сопротивления разрыву и удлинения (ср. фиг. 89)⁸, сопротивления усталости⁹ и модуля упругости¹⁰. Совершенно иная зависимость сопротивления разрыву и удлинения от направления установлена для латуни (фиг. 92 и 93) и серебра¹¹.

Анизотропия листа представляет свойство, которое, возможно, будет иметь техническое значение в наиболее положительном смысле. Один такой случай даже известен. Штрауман использовал нагартованный на 15—30% и рекристаллизованный цинковый лист с сильной анизотропией теплового расширения для изготовления нечувствительного к температурным изменениям баланса в прецизионных часах¹².

Текстура рекристаллизации может иметь место также в проволоке¹³. Смотря по тому, наступает она или нет, следует ожидать также некоторых различий в механических свойствах. В проволоке из очень чистого алюминия с выраженной текстурой найдено, например, очень малое удлинение. Очень большие кристаллы, изготавливаемые путем рекристаллизации и роста, часто вырастают предпочтительно по определенным кристаллическим направлениям¹⁴. Большое влияние при этом имеют примеси.

¹ Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 53 (1929) S. 485—494.

² Schmid, E. u. G. Wassermann: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 409—410.

³ Glocker, R.: Z. Physik Bd. 31 (1925) S. 386—410. Glocker, R. u. E. Kaupp: Z. Metallkde. Bd. 16 (1924) S. 377—379. Glocker, R., E. Kaupp u. H. Widmann: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 353—357. Glocker, R. u. H. Widmann: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 41—43. Widmann, H.: Z. Physik Bd. 45 (1927) S. 200—224. Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: a. a. O.

⁴ Bass, A. u. R. Glocker: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 179—183. Bauer, O., Frhr. v. Göler u. G. Sachs: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 202—208. Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: a. a. O.

⁵ Kurdjumow, G. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 62 (1930) S. 592—599.

⁶ Schmid, E. u. G. Wassermann: Metallwirtsch. Bd. 9 (1931) S. 735—736. Gaglioti, V. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 1—4.

⁷ Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 56 (1929) S. 495—502. Weerts, J.: Z. Metallkde. Bd. 25 (1933) S. 101—103.

⁸ Köster, W.: Z. Metallkde. Bd. 18 (1926) S. 112—116. Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 41 (1927) S. 889—906. Bd. 56 (1929) S. 495—502. Phillips, A. a. E. S. Bunn: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1931 P. 353—372. Phillips, A. a. H. Samans: Amer. Inst. min. metallurg. Engr.; Techn. Publ. 1932. Nr. 491. Fahrenhorst, W., K. Matthaes u. E. Schmid: Z. VDI Bd. 76 (1932) S. 797—799.

⁹ Fahrenhorst, W., K. Matthaes u. E. Schmid: a. a. O.

¹⁰ Weerts, J.: Z. Metallkde. Bd. 25 (1933) S. 101—103.

¹¹ Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 56 (1929) S. 495—502. Phillips, A. a. H. Samans: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1933 P. 171—180.

¹² Straumann, R.: Festschrift Vakuumschmelze Heraeus 1933, S. 408—423.

¹³ Schmid, E. u. G. Wassermann: Z. Physik Bd. 40 (1926) S. 451—455; Z. techn. Physik Bd. 9 (1928) S. 106—109.

¹⁴ Grosz, R. u. N. Blassmann: N. Jb. Min. Beil. Bd. 42 (1919) S. 128—153.

§ 47. Спекание

Как уже было упомянуто в § 44, структурные изменения наступают не только в деформированном и отожженном, но также, и притом особенно явно, в материале, изготовленном путем спекания. Исходным материалом при этом процессе является порошок металла или компонентов сплава или соединений, которые переводятся в металлы при более высоких температурах. Порошок спрессовывается обычно при добавке улетучивающегося затем связующего вещества в желательную форму (четырёхгранный стержень, проволоку и т. д.). Спрессованный в твердое тело порошок переходит при высокой температуре при значительном уменьшении объема в пористое, но чрезвычайно стойкое против механических воздействий металлическое тело, в то время как связующее вещество испаряется. Применением сильного давления при высоких температурах удается даже полностью устранить пористость и значительно увеличить прочность спрессованного изделия¹. Так как изделие претерпевает при этом пластическую деформацию, удается также значительно изменить его форму.

Это спекание, называемое также формованием или брикетированием, находит значительное практическое применение при изготовлении изделий и полуфабрикатов из металлов и сплавов, высокая температура плавления которых делает почти невозможным изменение их формы путем плавления и литья при требуемых составе и чистоте². Структура изделия, полученного спеканием, может быть также иной, чем литого изделия того же состава, так как в обоих случаях отклонения от равновесного состояния неодинаковы. Изделия, полученные спеканием, могут иметь сложные формы подобно фасонному литью или в виде более простых, обычно четырёхгранных, стержней могут применяться для дальнейшей обработки.

Применение очень твердых карбидов тугоплавких металлов, в особенности карбида вольфрама, в качестве инструментального материала для обработки резанием известно уже давно³. Однако литые изделия, изготавливаемые из чистого или с небольшими добавками карбида вольфрама (ломанита, воломита, вольфрамита), очень хрупки и неравномерны по составу. Образующийся при этом из расплава продукт не является твердым, вязким карбидом WC, но содержит графит. Такие сплавы нашли поэтому сравнительно малое применение. Напротив, сплавы с 15—25% вольфрама, 2,5—4% углерода, 40—50% кобальта, 25—35% хрома и до 4% железа при литье в землю дают твердые металлы (стеллит, акрит, цельзит), так как благодаря их большей жароустойчивости они позволяют достигать значительно более высокой производительности, чем углеродистые стали.

Многочисленные попытки изготовить путем спекания пригодный инструментальный материал из одних только тугоплавких карбидов также вначале не привели к цели⁴. Однако в конце концов удалось двумя

Elam, C. F.: Phil. Mag. (6) v. 50 (1925) P. 517—520 Schiebold, E. u. G. Sachs Z. Kristallogr. Bd. 63 (1926) S. 34—48. Sachs, G. u. J. Weerts: Z. Physik Bd. 58 (1930) S. 497—500.

¹ Sauerwald, F.: Z. Metallkde, Bd. 21 (1929) S. 22—23. Hoyt, S. L.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 P. 9—58.

² Cp. F. Skaupy: Metallkeramik. Berlin 1930.

³ Pölzgüter, F.: Schweiz. Verb. Mat.-Prüf.-Ber. 1932 Nr. 24 S. 23—32.

⁴ Cp. обзор патентов: K. Becker: Metallwirtsch. Bd. 12 (1933) S. 375, 391—392. 407—408, 531. Ferner, K. Schröter: Osramnachr. Bd. 12 (1930) S. 19—21. Fehse, A.:

различными способами изготовить равномерные и вязкие фасонные изделия из карбида вольфрама и других карбидов очень большой твердости (около 2000 кг/мм² по Бринелю) и с недостижимыми прежде свойствами резания¹. Один способ состоит в том, что изготовленный из смеси вольфрамового порошка с величиной зерна 3—8 м с 5—6% тончайшего угля путем отжига при 1500° и размельченный карбид вольфрама спрессовывается вначале с 5—20% кобальтового порошка при комнатной температуре. Спрессованное тело затем подвергается предварительному спеканию при 700—1100° (900°) и ему придают форму возможно близкую к окончательной. После этого тело подвергается вторичному спеканию под порошком угля в течение длительного времени при 1500°. Кобальт сплавляется, и получается сплав большой плотности. Изготовленные таким образом фасонные тела (видна, карболы) еще пористы, но несмотря на это очень вязки. В качестве инструментального материала в последнее время фигурируют также сплавы, которые состоят преимущественно из карбида тантала (рамет)², а также из карбидов титана и молибдена (титанит)³ и изготавливаются, повидимому, подобным же образом. После поверхностной шлифовки алмазным порошком, при которой удаляется разрушенный поверхностный слой, изделия готовы для употребления. Очень плотный продукт (эльмарид) удается приготовить из чистого карбида вольфрама или с соответствующими добавками следующим образом. Спрессованная заготовка подвергается при температурах (1350—1450°), близких к температуре спекания, давлению приблизительно в 10 кг/мм², которое вызывает пластическое течение карбида вольфрама⁴. Твердость карбида вольфрама, так известно, очень сильно понижается уже при 1100° (36 кг/мм²), а при 1300° лежит ниже 3 кг/мм². Как показали соответствующие опыты, при этих температурах чистый карбид вольфрама поддается осаживанию, гibu и другим видам деформации, как действительно пластичный металл. Свойства таких изделий из карбида вольфрама несколько иные, чем претерпевшего только спекание; они обладают несколько большими твердостью и хрупкостью.

Продукт спекания представляют также вольфрамовые нити в лампах накала⁵. Ближе описан способ Орбига и Шаллера, который приводит к очень грубозернистой «кристаллической проволоке»⁶. Смешанный со связующим веществом вольфрамовый порошок выспрессовывается через очко в нить, которая протягивается с определенной скоростью (3—4 м/мин) через печь, работающую при 2000°. Таким путем получается проволока с длинными пластичными кристаллами, которые, од-

Werkst.-Techn. Bd. 24 (1930) S. 237—244. Fehsé, A. u. K. Schröter: Techn.-wiss. Abh. Osram-Konz. Bd. I (1931) S. 207—217. Agte, C. u. K. Schröter: Werkst.-Techn. Bd. 15 (1931) S. 373—374. Becker, K.: Hochschmelzende Hartstoffe. Berlin 1933.

¹ Hoyt, S. L.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 P. 9—58. Wymann, L. L. u. F. C. Kelley: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 93 1931 P. 208—229. Pölzguter, F.: Schweiz. Verb. Mat.-Prüf.-Ber. 1932 Nr. 24 S. 23—32.

² Kelley, F. C.: Trans. Amer. Soc. Stl. Treat. v. 19 (1932) P. 233—246.

³ Hoyt, S. L.: a. a. O.

⁴ Pölzguter, F.: Schweiz. Verb. Mat.-Prüf.-Ber. Nr. 24 (1932) S. 23—32. Klingohr, O.: Werkst.-Techn. Bd. 27 (1933) S. 106—107.

⁵ Pirani, M. v.: Enzyklopädie der techn. Chemie. Bd. 6, S. 260. 1919.

⁶ Böttger, W.: Z. Elektrochem. Bd. 23 (1917) S. 12. Grosz, R. u. N. Blassmann: N. Jb. Min. Beil.-Bd. 42 (1919) S. 728—753.

нако, хрупки в местах стыков (у границ зерен). Опыты Джеффриса¹, Альтертума² и др.³ со спеканием более крупных тел показали, что на величину зерна могут влиять различные факторы, в особенности дозировка добавок (окиси тория) к вольфраму и влажность в атмосфере (содержание кислорода) (ср. § 44).

Вследствие своей чувствительности к механическим воздействиям вольфрамовая кристаллическая проволока вытесняется более дешевой проволокой, изготовляемой ковкой и волочением из полуфабриката, полученного спеканием⁴. Тянутая проволока выглядит вначале более прочной и вязкой. Однако при рекристаллизации в лампах накала также и этот продукт утрачивает свои хорошие свойства. Этот недостаток удается уменьшить при добавках окиси тория и других веществ, отчасти благодаря уменьшению величины зерна, отчасти благодаря переводу в большие кристаллы, границы которых идут наклонно к оси проволоки⁵.

Получение проволоки и листов из полуфабриката, приготовленного спеканием, возможно также из других металлов с высокой точкой плавления, как молибден⁶, торий⁷ и платиновые металлы⁸. В последнее время также пытаются получать полуфабрикаты путем спекания химически приготовленных железного и никелевого порошков (карбонильное железо и карбонильный никель). Такие полуфабрикаты должны отличаться особенно высокой чистотой⁹. Насыпанный в сосуд или спрессованный в смеси с связующим веществом никелевый порошок нагревается в течение 2 час. при 1200°. При этих условиях он спекается при уменьшении объема на 60—70% в слиток с удельным весом 6.5—7.5 (против 8.55 у компактного никеля). Слиток далее может обрабатываться вгорячую обычным способом.

Существуют еще и другие области применения порошкообразных металлов, которые начинают развиваться. Сюда относится в частности производство пористых, самосмазывающихся подшипников из бронзы и графита¹⁰.

Из ряда исследований, в особенности из исследований Зауервальда, следует, что спекание постепенно наступает¹¹ при переходе за некоторую

¹ Jeffries, Z.: Bull. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. 1918 Nr. 138; J. Inst. Met., Lond. v. 20 (1918 II) P. 109—140; Engineering v. 106 (1918) P. 239—242, 269—275, 300—302.

² Altherthum, H.: Z. Physik. Chem. Bd. 110 (1925) S. 1—16.

³ Hüniger, M.: Techn.-wiss. Abh. Osram-Konz. Bd. 1 (1930) S. 124—132.

⁴ Fink, C. G.: Trans. Amer. electrochem. Soc. v. 17 (1910) P. 229—234, v. 22 (1912) P. 499—503. Jeffries, Z.: Bull. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. 1916 Nr. 119. Smithells, C. J.: Met. Ind., Lond. v. 29 (1926) P. 365—366.

⁵ Koref, F.: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 213—220; Z. techn. Physik Bd. 7 (1926) S. 544—547. Smithells, C. J.: Met. Ind., Lond. v. 29 (1926) P. 365—366.

⁶ Smithells, C. J.: Met. Ind., Lond. v. 38 (1931) P. 336—338.

⁷ Marden, J. W. a. H. C. Rentschler: Ind. Engng. Chem. v. 19 (1927) P. 97—103. Davenport, E. S.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930. P. 538—550.

⁸ Sivil, C. S.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1931 P. 246—261.

⁹ Mittasch, A.: Z. angew. Chem. Bd. 41 (1928) S. 827—833. Schlecht, L., W. Schubardt u. F. Duftschmidt: Z. Elektrochem. Bd. 37 (1931) S. 485—492. Duftschmidt, F., L. Schlecht u. W. Schubardt: Stahl u. Eisen Bd. 52 (1932) S. 845—849. Hambrecht, G. u. L. Schlecht: Metallwirtsch. Bd. 12 (1933) S. 281—283. Buddenberg, O., F. Duftschmidt u. L. Schlecht: Festschrift Vakuumschmelze, S. 74—80. Hanau 1933.

¹⁰ Hardy, Ch.: Met. Progr. v. 22 (1932) P. 32—37, 80.

¹¹ Tammann, G. u. W. Saige: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 187—188.

минимальную температуру, которая, грубо говоря, совпадает с температурой рекристаллизации¹. В соответствии с структурными и объемными изменениями тело упрочняется, пока, наконец, не достигается максимальная прочность. Течение процесса и конечный результат зависят от многочисленных факторов, в особенности от величины зерна и предшествовавшей истории порошка, примененного давления и т. д.

Причину спекания обычно усматривают в том, что очень малые кристаллы полученного химическим путем порошка, подобно каплям воды, стремятся слиться вследствие поверхностного натяжения. Это следует понимать также таким образом, что решетка таких малых кристаллов является нарушенной и способна, как и деформированный материал, к рекристаллизации и росту.

Однако в случае хрупких веществ, как например карбид вольфрама, спекание (без дополнительного деформирования) может привести к достаточно прочному продукту только в том случае, когда образуется жидкий компонент, который выполняет роль склеивающего вещества.

§ 48. Другие процессы роста кристаллов

Кристаллы, возникшие из расплава при медленном охлаждении, не обладают способностью к рекристаллизации и значительным изменениям их размеров даже при очень высокой чистоте их². Только их обычно дендритные формы сглаживаются при высоких температурах отжига и зерна принимают форму полиэдров³. Однако имеющиеся в кокильном литье литейные напряжения⁴, так же как напряжения⁵, возникающие в литье с внутрикристаллической ликвацией при выравнивании концентрации, уже достаточны для того, чтобы вызвать рекристаллизацию.

В металлических телах, изготовляемых не сплавлением, а иным образом, кристаллическая решетка может быть нарушена сильнее, чем в отливках. Часто такие тела значительно ближе по своим свойствам к деформированным металлам, чем к литым или отожженным. Только при совершенно таком же отжиге, применяемом для упрочненных металлов, могут быть вызваны совершенно такие же изменения свойств. Неясно, насколько при этом участвуют изменения, вызываемые газами, которые охотно поглощаются многими металлами при высоких температурах, электролизе и т. д. С этими изменениями свойств связаны часто

¹ Sauerwald, F.: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 122 (1922) S. 277—294. Z. Elektrochem. Bd. 29 (1923) S. 79—85; Z. Metallkde. Bd. 16 (1924) S. 41—47, Bd. 21 (1929) S. 22—23. Jaenichen, E. u. F. Sauerwald: Z. Elektrochem. Bd. 30 (1924) S. 175—180; Sauerwald, F. u. G. Elsner: Z. Elektrochem. Bd. 31 (1925) S. 15—18. Sauerwald, F. u. E. Jaenichen: Z. Elektrochem. Bd. 31 (1925) S. 18—24. Tammann, G. u. Q. A. Mansuri: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 126 (1923) S. 119—128. Tammann, G.: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 157 (1926) S. 321—325. Hedvall, J. A.: Z. physik. Chem. Bd. 123 (1926) S. 33—85. Garre, B.: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 161 (1927) S. 152—154, Bd. 163. (1927) S. 43—48. Smithells, C. J., W. R. Pitkin a. J. W. Avery: J. Inst. Met., Lond. v. 38 (1927 II) P. 85—102. Hüniger, M.: Techn.-wiss. Abh. Osrarn-Konz. Bd. 1 (1930) S. 124—132. Skaupy, F.: u. O. Kantoriewicz: Z. Elektrochem. Bd. 37 (1931) S. 482—485.

² Czochralski, J.: Int. Z. Metallogr. Bd. 8 (1916) S. 1—43. Fraenkel, W. Z. anorg. allg. Chem. Bd. 122 (1922) S. 295—298.

³ Vogel, R.: Naturwiss. Bd. 12 (1924) S. 473—480. Seidl, E. u. E. Schiebold: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 221—226, 283—288, 365—368.

⁴ Seidl, E. u. E. Schiebold: Z. Metallkde. Bd. 18 (1926) S. 241—246, 315—321, 345—346.

⁵ Cp. A. Schimmel: Metallographie der technischen Kupferlegierungen. Berlin 1930.

рекристаллизация и рост зерна, как уже было описано в предыдущем параграфе для спекания.

Металлические пленки, изготавливаемые путем возгонки при низких температурах, могут получаться столь хрупкими и тонкозернистыми, что их можно рассматривать как аморфные тела¹. Такие пленки претерпевают затем рекристаллизацию иногда даже при значительном выделении тепла. Изготавливаемые возгонкой большие кристаллы не изменяют при отжиге своей структуры: однако иногда они получают твердыми и хрупкими и становятся мягкими и пластичными только в результате отжига². Причина этого может быть также в удалении газов³.

Известно явление твердости и хрупкости у электролитических осадков⁴. Это объясняется отчасти действием растворенного водорода, отчасти также нарушением кристаллической решетки. При отжиге такой продукт полностью разупрочняется; обычно наступает также рекристаллизация.⁵

§ 49. Диффузия

Структурные изменения устанавливаются далее также в результате химических изменений, вызываемых процессами диффузии. Под диффузией понимают при этом всякое перемещение атомов или молекул одного рода в основном материале.

Процессы диффузии в металлах играют значительную роль. Если два металла приводятся в тесное соприкосновение путем наплавления или спрессовывания порошка одного металла с другим и подвергаются действию достаточно высоких температур, то каждый из этих двух металлов диффундирует в другой⁶. Если один из металлов жидкий, то он одновременно диффундирует в твердый и растворяет его.

Если мы исходим при этом из чистых металлов, то в промежуточном слое образуется целая гамма фаз обоих металлов, обычно отдельно от смеси пограничных фаз⁷. Перепад концентраций в отдельных слоях

¹ Bogdandy, St. v., J. Boehm u. M. Polanyi: Z. Physik Bd. 40 (1926) S. 211—213.

² Koref, F.: Z. Elektrochem. Bd. 28 (1922) S. 511—517. Fischvoigt, H. u. F. Koref: Z. techn. Physik Bd. 6 (1925) S. 296—298.

³ Burgers, W. G. u. J. C. M. Basart: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 216 (1934) S. 223—227.

⁴ Wazau, G.: Z. Metallkde. Bd. 16 (1924) S. 482—483.

⁵ Köster, W.: Z. Metallkde. Bd. 18 (1926), S. 219—220.

⁶ Roberts-Austen: Proc. Roy. Soc., Lond. [A] v. 59, (1896) P. 281, v. 67 (1900) P. 101; Engineering v. 63 (1897) P. 220—224, 253—256. Fraenkel, W. u. H. Houben: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 116 (1921) S. 1—15. Braune, H.: Z. physik. Chem. Bd. 110 (1924) S. 147—165. Geisz, W. u. J. A. M. van Liempt: Z. Metallkde. Bd. 16 (1924) S. 317—318. Zwikker, C.: Physika Bd. 7 (1927) S. 189—193. Thompson, F. C. a. W. H. Dearden: Trans. Faraday Soc. v. 20 (1924) P. 84—85. Grube, G. u. W. v. Fleischbein: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 154 (1926) S. 314—332. Grube, G.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 438—447. Grube, G. u. K. Schneider: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 168 (1927) S. 17—30. Grube, G. u. F. Lieberwith: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 188 (1930) S. 279—289. Grube, G. u. A. Jedele: Z. Elektrochem. Bd. 38 (1932) S. 799—807. Grube, G. u. R. Haefner: Z. Elektrochem. Bd. 38 (1932) S. 835—842. Tammann, G. u. H. J. Rocha: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 199 (1931) S. 289—305. Hevesy, G. von u. W. Seith: Z. Elektrochem. Bd. 37. (1931) S. 528—531. Tanaka, Sh. u. Ch. Matano: Mem. Coll. Sci. Kyoto Univ. [A] v. 13 (1930) P. 343—351, v. 14 (1931) P. 59—66. Matano, Ch.: Mem. Coll. Sci. Kyoto Univ. [A] v. 14 (1931) P. 123—130, v. 51 (1932) P. 167—180. Jost, W.: Z. physik. Chem. [B] Bd. 16 (1932) S. 123—128. Jedele, A.: Z. Elektrochem. Bd. 39 (1933) S. 691—695.

⁷ Elam, C. F.: J. Inst. Met., Lond. v. 43 (1930 I) P. 217—235. Agnew, N. W. a. O. J. Vher: J. Inst. Met., Lond. v. 44 (1930 II) P. 83—96.

очень различен; скорость диффузии, следовательно, сильно зависит от структуры решетки. В случае непрерывного ряда твердых растворов скорость диффузии равным образом зависит от состава основной массы; так, диффузия меди в никель с высокой точкой плавления происходит много медленнее, чем диффузия никеля в медь¹. В один и тот же металл другие металлы диффундируют, как показали опыты Гевеза и Сейтса со свинцом, с тем большей скоростью, чем далее отстоят они в своих группах в периодической системе друг от друга (чем далее они по своей валентности)². Применяя радиоактивный изотоп свинца, можно установить также, что однородные атомы особенно медленно обмениваются местами³. Факт этой автодиффузии наглядно свидетельствует о движении металлических атомов при высоких температурах, на котором основаны также рекристаллизация и рост кристаллов.

Неметаллические атомы подчиняются почти тем же законам диффузии, как и металлические. Однако скорость диффузии очень малых атомов, например атомов водорода или углерода, вероятно особенно велика, так как они не занимают мест металлических атомов (твердые растворы замещения), а перемещаются между ними (твердые растворы внедрения). Это особенно ярко проявляется в стареющих железных сплавах⁴. Сплавы железа с углеродом и азотом после быстрого охлаждения неустойчивы уже при комнатной температуре, так как атомы углерода и азота стремятся при этом достаточно подвижными, чтобы вышест из твердого раствора внедрения. Твердые растворы замещения меди в α -железе и в особенности также различных металлов в γ -железе упрочняются при старении только при температурах на несколько сот градусов выше.

В случае газообразных веществ диффузия целиком определяется парциальным давлением газа⁵. Поэтому металлы, которые обладают заметным давлением пара при температурах отжига, могут диффундировать в другие металлы через газовую фазу⁶. Сплавы таких металлов обедняются в поверхностных слоях, а при большой скорости диффузии также и в более глубоких слоях, металлом с заметным давлением пара, если они отжигаются при достаточно высоких температурах. Особенно известно обеднение латуней цинком⁷.

В технике большое значение имеют также такие процессы диффузии, когда диффундирующий в сплав газ реагирует с компонентами сплава. Особенно важный в практике процесс такого рода — поверхностное упрочнение стали углеродом (цементация)⁸ и азотом (азотизация)⁹.

¹ Grube, G. u. A. Jedele, A.: Z. Elektrochem. Bd. 38 (1932) S. 799—807.

² Hevesy, G. v.: Z. Elektrochem. Bd. 34 (1928) S. 463. Hevesy, G. v. u. W. Seith: Z. Elektrochem. Bd. 37 (1931) S. 528—531. Seith, W. u. F. G. Laird: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 193—196.

³ Hevesy, G. v.: Nature, Lond. v. 115 (1925) P. 674. Hevesy, G. v. u. W. Seith: a. a. O. Seith, W. u. G. Laird: a. a. O. Seith, W. u. A. Keil: Z. Metallkde. Bd. 25 (1933) S. 104—106.

⁴ Scheil, E.: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 211 (1933) S. 249—256.

⁵ Borelius, G.: Ann. Physik [4] Bd. 83 (1927) S. 121—136; Metallwirtsch. Bd. 8 (1929) S. 105—108.

⁶ Elam, C. F.: J. Inst. Met., Lond. v. 43 (1930 I) P. 217—235.

⁷ Bolton, E. A.: J. Inst. Met., Lond. v. 30 (1923 II) P. 35—58. Dunn, J. S.: J. Inst. Met., Lond. v. 46 (1931 II) P. 25—52.

⁸ Cp. P. Oberhoffer: Das technische Eisen. 2. Aufl., S. 500 f. Berlin 1925. Werkstoffhandbuch Stahl u. Eisen, Blatt T 11.

⁹ Fry, A.: Krupp'sche Mh. Bd. 4 (1923) S. 137. Bd. 5 (1924) S. 266 Bd. 7 (1926) S. 17, Bd. 8 (1927) S. 208. Bd. 9 (1928) S. 23.

которые освобождаются при реакции из их соединений и диффундируют в железо. Наоборот, при отжиге в воздухе или в газах, образующих соединения с углеродом (водород)¹, сталь обезуглероживается с поверхности.

Цементированием называют также образование металлических защитных пленок на неблагородных металлах путем диффузии. Образование это происходит при отжиге менее благородного металла в порошке более благородного металла², спекание которого в данном случае устраняется применением наполнителя. Таким образом защищают от коррозии и окисления железо покрытием слоем цинка (шерардизация), алюминия (алитирование) и в последнее время также хрома. При этих процессах возникают длинные столбчатые кристаллы перпендикулярно к поверхности, так как проникновение посторонних атомов в кристаллы поверхностного слоя увеличивает их объем и, следовательно, вызывает их рост. Эти кристаллы увеличиваются также по направлению внутрь, в областях, где имела место диффузия.

Обезуглероживание углеродистых сталей при отжиге также связано с укрупнением зерна в поверхностных слоях³. Причиной этого может служить то, что при обезуглероживании устраняются препятствия, которые представляли росту зерен карбидные пластинки.

Скорость диффузии увеличивается в сильной степени с повышением температуры приблизительно по закону e -функции. Также и в этом случае можно принять с грубым приближением, что повышение температуры на 10° почти удваивает скорость диффузии. О зависимости скорости диффузии от величины зерна и деформации нет до сих пор сколько-нибудь ясных данных. Однако производственный опыт говорит о том, что деформация ускоряет диффузию. При отжиге отливки внутрикристаллическая и зональная ликвации часто очень трудно устраняются, в то время как при горячем или холодном деформировании и отжиге гомогенизация достигается значительно быстрее.

Насколько удалось установить до сих пор, вещества, которые приводят к образованию нерастворимых включений, диффундируют преимущественно вдоль границ зерен. Вещества же, остающиеся в твердом растворе, не обнаруживают этого предпочтения границам зерен. Образование твердых растворов является, повидимому, условием для взаимной диффузии двух металлов.

§ 50. Ухудшения материала, возможные при отжиге

При отжиге диффузия газов в металл может приводить к значительному ухудшению его качества.

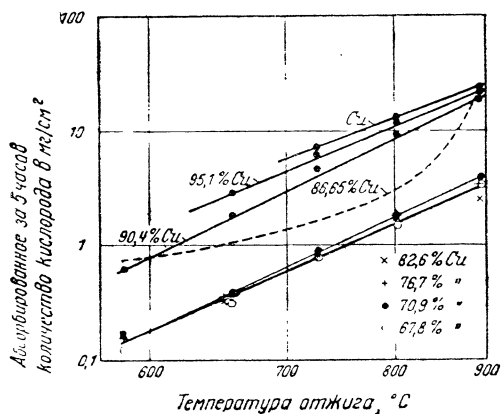
Присутствие кислорода в печной атмосфере сказывается только в образовании поверхностной окисной пленки у небольшого числа материалов, например у алюминия. В последнем случае она получается даже очень тонкой и защищает металл благодаря ее непроницаемости для кислорода.

¹ Oberhoffer, P.: a. a. O., S. 441, 514.

² Kelley, F. C.: Trans. Amer. electrochem. Soc. v. 43 (1923) P. 351; Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 P. 390—404. 1929 P. 591—594. Grube, G.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 438—447. Ageew, N. W. u. O. J. Vhar: J. Inst. Met., Lond. v. 44 (1933 II) P. 83—96.

³ Austin, C. R.; J. Iron Steel Inst. v. 105 (1922) P. 108.

В других случаях поверхностный слой окиси (окалина) увеличивается с течением времени и с повышением температуры¹ и должен затем удаляться специальным травлением. Дунн подробно исследовал окисление медноцинковых сплавов. Согласно его результатам сплавы с содержанием меди выше 56% образуют окисный слой, в котором медь и цинк присутствуют в том же отношении, как в сплаве. В сплавах с содержанием меди менее 80% окисный слой практически состоит из чистой окиси цинка. Это объясняется тем, что в этих сплавах цинк диффундирует с большой скоростью к поверхности и восстанавливает образующуюся окись меди. Богатые медью сплавы окисляются приблизительно в 8 раз быстрее, чем сплавы, бедные медью (фиг. 97). С течением времени окисление замедляется приблизительно по закону простой параболы. С повышением температуры оно усиливается приблизительно по закону e -функции (фиг. 97) таким образом, что образовавшийся за определенный промежуток времени слой удваивается по толщине при повышении температуры на 75° .



Фиг. 97. Окисление медноцинковых сплавов при отжиге в кислороде (по Дунну).

При добавке алюминия окисление сильно понижается; при 1% алюминия оно устраняется почти полностью. Мышьяк и никель, напротив, имеют лишь малое влияние на окисление меди. Кремний при 725° действует на чистую медь в том же направлении, как алюминий, хотя и значительно слабее. Окисный слой содержит медь и кремний в том же отношении, как в сплаве. Напротив, при 830° влияние кремния значительно меньше, а образующийся слой окиси состоит практически из одной лишь окиси меди. В менее богатых медью сплавах окисление сильно ускоряется при содержании соляной кислоты в атмосфере, причем в этом случае возникают также значительные количества окиси меди.

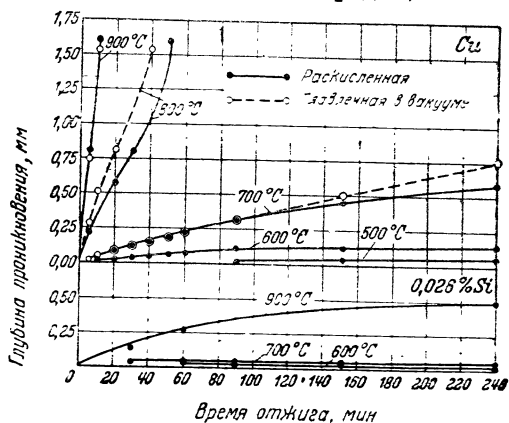
В случае, если металлы подобно меди сплавляются с кислородом, последний диффундирует в них вдоль границ зерен при более высоких температурах отжига². На фиг. 98 приведены результаты, полученные Уименом на несодержащих кислорода сортах меди и установленные им по хрупкости содержащего кислород поверхностного слоя при

¹ Tammann, G.: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 111 (1920) S. 78—89, Bd. 124 (1922) S. 25—35. Tammann, G. u. W. Köster: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 123 (1922) S. 196—224. Schröder, E. u. G. Tammann: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 128 (1932) S. 179—206. Tammann, G. u. H. Bredemeier: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 136 (1924) S. 337—357. Tammann, G. u. G. Siebel: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 148 (1925) S. 297—312. Tammann, G. u. K. Bochow: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 169 (1928) S. 42—50. Pilling, N. B. a. R. E. Bedworth: J. Inst. Met., Lond. v. 29 (1923 I) P. 529—591. Wilkins, F. J.: Z. Elektrochem. Bd. 35 (1929) S. 500—501. Dunn, J. S.: J. Inst. Met., Lond. v. 46 (1931 II) P. 25—52. Utiada, Y. u. M. Saito: Gei. Rep. Tôhoku Univ. v. 13 (1925) P. 391—399.

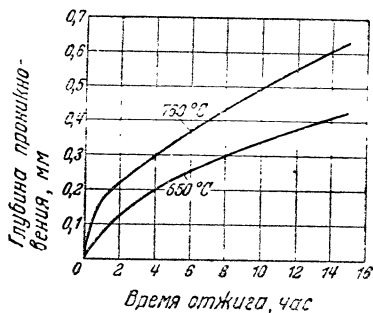
² Siebel, P.: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 154 (1926) S. 126—129. Wyman, L. L.: Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Preprint 1931; Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1933 P. 141—151; Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Techn. Publ. 1933 Nr. 508.

последующем отжиге в водороде. Диффузия кислорода приводит к тому, что слой окалины прочно сцепляется с металлом и уже не может быть удален полностью химическим путем. Кроме того, поверхность меди может при этом настолько обогащаться кислородом, что такой материал трудно поддается обработке. Небольшое содержание кремния значительно уменьшает это окисление (фиг. 98). В содержащих медь сплавах серебра диффундирующий в металл кислород также переводит медь в закись меди и вызывает те же затруднения¹. На фиг. 99 приведены результаты исследований диффузии кислорода при отжиге стандартного серебра (92,5% Ag, 7,5% Cu).

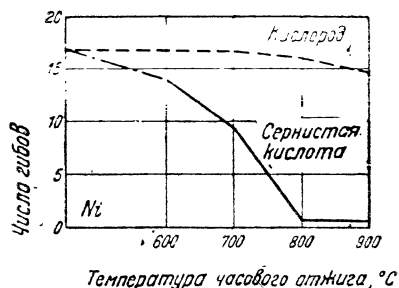
Никель и никелевые сплавы особенно чувствительны к действию сернистой кислоты, содержащейся в атмосфере печи². Сернистая кислота восстанавливается никелем до серы, распределяющейся вдоль границ зерен и делающей никель совершенно хрупким. На фиг. 100 видно, как это действие становится заметным уже при низких температурах.



Фиг. 98. Диффузия кислорода в различные сорта меди при отжиге в воздухе, измеренная по хрупкости поверхностного слоя при последующем отжиге в водороде при 800°C. 15 мин. (по Уинмену).



Фиг. 99. Окисление стандартного серебра (92% Ag; 7,5% Cu) при отжиге в воздухе (по Лиху и Чэтфилду).



Фиг. 100. Влияние печной атмосферы на способность к изгибу чистового листового никеля толщиной 1 мм (по Кестору).

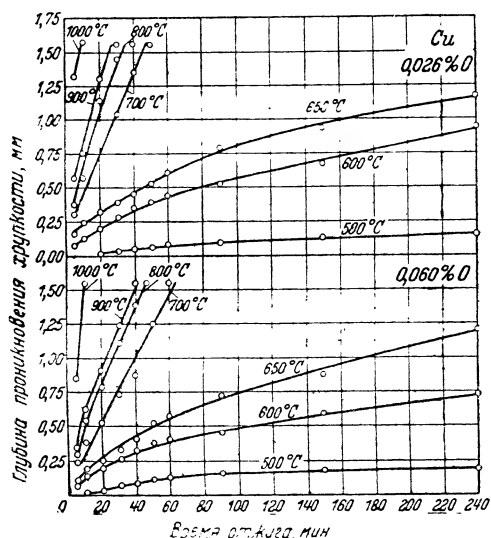
Вредное влияние на медь оказывает также восстановительная атмосфера при отжиге³. Водород особенно легко проникает в медь и восста-

¹ Leach, R. H. a. C. H. Chatfield: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 P. 743—758.

² Rawdon, H. S. a. A. J. Krynitzyky: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. v. 64 (1920) P. 129—158; Technol. Pap. Bur. Stand. 1920 Nr. 143. Grawford, C. A.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 P. 74—94. Köster, W.: Z. Metallkde. Bd. 21 (1929) S. 19—21.

³ Heyn, E.: Z. VDI Bd. 44 (1900) S. 508. Archbutt, L.: Analyst v. 30 (1905) P. 385. Bengough, G. D. a. B. P. Hill: J. Inst. Met., Lond. v. 3 (1910) P. 34—97. Ruder, W. E.: Trans. Amer. electrochem. Soc. v. 29 (1916) P. 515 Pilling, I.:

наеливается закись меди, которая в обычной торговой меди присутствует в количествах до 0,1 объемн. % (0,07 вес. % кислорода). Образующийся при этой реакции водяной пар не растворяется в меди и более или менее сильно ослабляет прочность меди по границам зерен. Фиг. 101 иллюстрирует влияние температуры и длительности отжига на медь с различным содержанием кислорода. Эту водородную болезнь меди может вызвать также соприкосновение с железом во время отжига, так как железо освобождает восстановительные газы¹. При понижении со-



Фиг. 101. Проникновение водородной болезни в медь с различным содержанием кислорода (по Умлену).

и травления на поверхности появляются красные пятна⁶. Причину их усматривают в том, что при отжиге при благоприятных

содержания кислорода в расплаве до 0,01% в результате раскисления водородная болезнь меди практически исключается². Это явление в сильной степени обнаруживают также медьсодержащие сплавы серебра при наличии в них закиси меди, присутствие которой в медно-серебряной эвтектике трудно устанавливается микроскопически³.

Водородная болезнь может быть уничтожена при позднейшем горячем деформировании, если при этом удаляется кислород⁴. При отжиге в воздухе кислород, напротив, проникает вдоль границ зерен; возникающие при этом включения закиси меди позволяют обнаружить скрытую водородную болезнь⁵.

Латунные листы подвержены своеобразной болезни, которая состоит в том, что после отжига

J. Franklin Inst. v. 186 (1918) P. 373. Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. v. 60 (1919) P. 322—341. Moore, H. a. S. Beckinsale: J. Inst. Met., Lond. v. 25 (1921 I) P. 219—258. Bauer, O. u. O. Vollenbruck: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Amt. Bd. 40 (1922) S. 151—156. Smith, C. S. a. C. R. Hayward: J. Inst. Met., Lond. v. 36 (1926 II) P. 211—232. Fuller, T. S.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. v. 73 (1926) P. 744—754. Bassett, W. H. a. J. C. Bradley: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. v. 73 (1926) P. 755—775. Leiter, S. B.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. v. 73 (1926) P. 776—783. Wyman, L. L.: Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Preprint 1931; Trans. Amer. Inst. min. Engr., Inst. Met. Div. 1933 P. 141—151; Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Techn. Publ. 1933 Nr. 508. Schaarwächter, C.: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 234—236.

¹ Siebe, P.: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 19—21.

² Schumacher, E. E., W. C. Ellis a. J. F. Eckel: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 P. 151—164.

³ Wyman, L. L.: Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Preprint 1931; Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1933 P. 141—151; Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Techn. Publ. 1933 Nr. 508. Moser, H., E. Raub u. K. W. Fröhlich: Metallwirtsch. Bd. 12 (1933) S. 497—501.

⁴ Smith, C. S. a. C. R. Hayward: J. Inst. Met., Lond. v. 36 (1926 II) P. 211—232.

⁵ Schaarwächter, C.: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 234—236.

⁶ Bolton, E. A.: J. Inst. Met., Lond. v. 30 (1923 II) P. 35—58. Dunn, J. S.: J. Inst. Met., Lond. v. 46 (1931 II) P. 25—52.

обстоятельствах (присутствие хлористого водорода) в слое окарины, состоявшем прежде главным образом из окиси цинка, образуется окись меди, которая при травлении приводит к осаждению губчатой меди (Kupferschwamm). Напротив, обеднение цинком поверхностных слоев при отжиге не наступает, так как испаряющийся или выгорающий цинк быстро замещается новым, диффундирующим с большой скоростью из более глубоких слоев. На фиг. 102 приведена фотография латунного листа, которая позволяет обнаружить, что красные пятна представляют полосчатые скопления губчатой меди. Лист имел, повидимому, какой-то дефект прокатки; при отжиге цинк выгорел из тонкой поверхностной пленки.



Фиг. 102. Листовая латунь с красными пятнами, отслаивающимися в виде чешуи при изгибе. $\times 6$.

Большую часть возможных ухудшений материала при отжиге можно устранить, создавая соответствующую атмосферу в отжигательных печах. Соответствующие печи самых различных конструкций находят все большее применение в технике¹. Медь, а также многие сплавы меди и никеля сохраняют чистую поверхность при отжиге в атмосфере водяного пара, которая создается очень простым способом путем замыкания печи водяной ванной. Для получения того же результата с чистой медью необходимо водяной пар при охлаждении заменять водородом или азотом. В очень плотно закрывающихся горшковых печах достаточно прилипшего к металлу во время обработки масла, чтобы удалить кислород и заменить его безвредными газами. Отжиг стали и других металлов в атмосфере водорода применяется в настоящее время уже в производственном масштабе.

ГОРЯЧЕЕ ДЕФОРМИРОВАНИЕ

§ 51. Техническое значение горячего деформирования

подавляющее большинство металлов и сплавов при обработке в листы, проволоку и т. д. из слитка претерпевают вначале горячее деформирование и лишь затем холодное деформирование. В массовом производстве гораздо экономичнее исходить при этом из слитков больших размеров, подвергая их возможно быстро и глубоко горячей обработке на мощных машинах. Предел применимости горячего деформирования достигается в условиях, при которых деформируемый материал начинает отдавать слишком энергично свое тепло рабочей ванне. При прокатке листов и проволоки предел этот лежит практически при толщине

¹ Tama, M.: Z. Metallkde. Bd. 21 (1929) S. 77—83. Keeney, R. M.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 P. 414—438. Müller, R. W.: Metallwirtsch. Bd. 9 (1930) S. 525—527. Kloninger, H. C., G. Keller a. H. Menche: J. Inst. Met., Lond. v. 46 (1931 II) P. 537—559. Schrumm, J. F.: Met. Progr. v. 20 (1931) P. 77—80, 100. Tamele, K.: Z. VDI Bd. 75 (1931) S. 383—387. Coriolis, E. G. de a. R. J. Cowan: Ind. Engng. Chem. v. 24 (1932) P. 18—20. Rusz, E. F.: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 188—191.

материала 5 мм; при прессовании, однако, без больших затруднений могут изготавливаться значительно более тонкостенные профили. Применяя намотку и смотку ленты в печи при ленточной прокатке, также и при горячей обработке достигают толщины материала в 1 мм. Многие более твердые материалы вообще могут обрабатываться более или менее удовлетворительно только в горячую. Некоторые материалы обладают настолько высокой твердостью, что холодная деформация их даже при применении весьма мощных машин может производиться лишь весьма медленно; способность к деформации других материалов при комнатной температуре недостаточна для применения сильных обжатий.

Некоторые материалы вообще не поддаются холодной обработке непосредственно из слитка, и для этого необходима предварительная трансформация литой структуры.

Лишь немногие материалы труднее поддаются горячей обработке, чем холодной. Но с совершенствованием техники постепенно научились обрабатывать даже такие материалы, которые считались ранее неподдающимися горячему деформированию. Это относится, например, к α -латуням, если в качестве исходного материала в шихте применяют рафинированный цинк с содержанием свинца до 1%. Применение чистого цинка с содержанием свинца ниже 0,05% позволяет обрабатывать в горячую также α -латунь, правда, все же с некоторой осторожностью. Лишь для некоторых материалов, например для оловянных бронз, холодная обработка оказывается предпочтительной еще и в настоящее время¹.

Материал после горячей обработки никогда не бывает столь равномерным, как после холодной обработки. Химические изменения, которые претерпевает материал и инструмент при высоких температурах, а также уменьшение размеров при охлаждении приводят к ухудшению поверхности материала и изменению размеров. Температурные колебания при горячем деформировании вызывают неравномерность структуры и механических свойств. Поэтому в тех случаях, когда к материалу предъявляются высокие требования в этом отношении, материал подвергают сильной холодной обработке, а также последующему отжигу — для сообщения ему более равномерных свойств.

§ 52. Причины трудностей при обработке

Весьма трудно сказать заранее, выдержит ли новый материал горячую обработку без повреждений. Только немногие материалы столь нечувствительны, что они могут обрабатываться при всех условиях в безукоризненный фабрикат. Большая же часть материалов требует определенного режима обработки, который устанавливается опытным путем.

Причины появления трещин при деформации весьма разнообразны. Они могут быть в химическом составе материала, в плохом качестве слитка в отношении его структуры, плотности, содержания шлаков, наличия трещин, в местных перенапряжениях, неблагоприятном распределении температур, нечистой поверхности соприкасающихся с материалом при деформации частей рабочей машины и т. д.

Даже при обработке столь распространенного материала, как медь, встречается ряд трудностей, причина которых неясна еще и в настоящее время. Хотя здесь и установлены определенные физические законо-

¹ Borbeck, H.: Werkstoffhandbuch Nichteisenmetalle, Blatt F 5.

мерности в результате ряда исследований, однако правильных практических выводов отсюда сделать не удалось. Слитки для производства проволоки и листов изготавливаются обычно из рафинированной меди, которая содержит как водород, так и кислород. Литье, в особенности при производстве вайрбарсов, производится в горизонтальные изложницы. Развитие газов при затвердевании компенсирует усадку, вследствие чего усадочная раковина не образуется. Кислород в форме закиси меди, более легкой по удельному весу, собирается у поверхности. Такие вайрбарсы часто растрескиваются при горячей прокатке уже в первых проходах¹, даже если материал очень чист. Напротив, отлитые в вертикальную изложницу слитки, более плотные по своей структуре, верхняя часть которых, обогащенная кислородом, удаляется, прокатываются безукоризненно даже из менее качественных сортов меди. Однако содержание кислорода в меди не всегда затрудняет прокатку. Нередко слитки с большим содержанием кислорода выдерживают прокатку явно лучше. Это связано, очевидно, с тем, что в таком случае слиток получается более плотным². Однако присутствие кислорода в металле неблагоприятно сказывается при дальнейшей обработке, например в виде водородной болезни при отжиге (ср. § 50), в растрескивании проволоки при волочении (ср. § 10) и т. д. Отсюда напрашивается заключение, что основным дефектом отлитых в горизонтальную изложницу слитков является неплотность структуры. Однако правильность этого вывода сомнительна. Так, для обрабатываемости вайрбарсов оказываются весьма благоприятными литье при возможно низких температурах и тонкозернистая структура³. Но слитки с грубозернистой структурой часто тоже хорошо прокатываются, так что дело, следовательно, и не в структуре. Установлено, кроме того, что дефекты, появляющиеся при прокатке, связаны с существованием усадочных трещин в слитках⁴. Как бы то ни было, с постепенным совершенствованием техники эти недостатки постепенно устраняются. Так, в настоящее время для более ответственных отливок применяют литье в вертикальную изложницу и раскисление фосфором. Такие слитки плотны и содержат незначительные количества кислорода. Верхняя часть слитка с усадочной раковиной обычно отрезается. Вследствие некоторого содержания фосфора ухудшается электропроводность материала. Чтобы избежать этого, раскисление производят кальцием или литием⁵. Другой путь состоит в том, что

¹ Wunder, W.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 275—277. Bernhoeft, K. u. W. Wunder: Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 27—29. Czochralski, J.: Z. Metallkde. Bd. 18 (1926) S. 1—6. Siebe, P. u. L. Katterbach: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 177—186. Siebe, P.: Metallwirtsch. Bd. 8 (1929) S. 391—395. Bauer, O. u. G. Sachs: Met. u. Erz. Bd. 25 (1927) S. 154—163. Schmid, E.: Metallwirtsch. Bd. 8 (1929) S. 651—654. Remmers, W. E.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 P. 134—136.

² Wells, A. E. a. R. C. Dalzell: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 P. 349—367. Allen, N. P. a. T. Hewitt: J. Inst. Met., Lond. v. 51 (1933 I) P. 257—275.

³ Siebe, P. u. L. Katterbach: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 177—186. Scheuch, W. A. a. J. W. Scott: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930. P. 289—304. Wald, L. H. de: Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Techn. Publ. 1931 Nr. 429, 1932 Nr. 485.

⁴ Wunder, W.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 275—277. Bernhoeft, K. u. W. Wunder: Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 27—29.

⁵ Schumacher, E. E. W. C. Ellis a. J. F. Eckel: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 P. 151—164. Burkhardt, A. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 239—242. Zickrick, L.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1933 P. 152—165.

катоды без рафинирования расплавляют под толстым слоем древесного угля и отливают таким образом, чтобы избежать какого бы то ни было поглощения кислорода¹. Новейшие исследования показывают однако, что уже без особых приготовлений литье в вертикальную изложницу можно производить таким образом, что значительная часть недостатков горизонтального литья устраняется². Причина того, что вертикальное литье не нашло пока широкого применения, лежит в том, что вследствие сравнительно сложного удаления из форм и необходимости отрезания литниковой части вертикальное литье стоит дороже горизонтального.

§ 53. Влияние малых количеств примесей

На поведение металла при горячем деформировании весьма неблагоприятное влияние оказывают некоторые примеси в малых количествах.

Это в первую очередь вещества, которые в основном материале практически нерастворимы и образуют легкоплавкие составляющие.



Фиг. 103. Без висмута. Фиг. 104. 0,005% Вi.
Фиг. 103 и 104. Влияние висмута на способность к гибу электролитической меди при 500°.

Многие примеси такого рода вредны уже в количестве нескольких сотых и даже тысячных процента. Для меди такими примесями являются висмут³ и свинец, для никеля⁴ и железа⁵ — сера, для золота — свинец⁶, для цинка — олово⁷ и т. д. Фиг. 103 и 104 показывают, насколько неблагоприятно присутствие уже 0,005% висмута при испытании на изгиб меди при высоких температурах.

Во многих случаях трудно объяснить влияние малых количеств примесей на поведение материала при горячей обработке. Считают обычно, что для меди кроме свинца и висмута при горячей обработке вредны также некоторые другие вещества. Известны, например, опыты, в результате которых установлено, что сурьма в количестве выше 0,3% сообщает меди красноломкость и затрудняет

¹ Hayward, C. R.: Mineral Ind. v. 40 (1932) P. 152—172. Rolle, S. a. P. H. Brace: Min. Met. v. 14 (1933) P. 340—345.

² Rolle, S. u. P. H. Brace: a. a. O.

³ Hanson, D. a. G. W. Ford: J. Inst. Met., Lond. v. 37 (1927 I) P. 169—181. Blazey, C.: J. Inst. Met., Lond. v. 37 (1927 I) P. 51—67, v. 41 (1929 I) P. 321—328, v. 46 (1932 II) P. 353—382.

⁴ Merica, P. D. u. R. G. Waltenberg: Techn. Pap. Bur. Stand. 1925 Nr. 281. P. 155—182; Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. v. 71 (1925) P. 709—716. Masing, G. u. L. Koch: Wiss. Veröff. Siemens-Konz. Bd. 5 (1926) S. 170—174. Wheeler, E. S.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 P. 458—465.

⁵ Reschka, J., E. Scheil u. E. H. Schulz: Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 6 (1932/33) S. 105—108.

⁶ Nowack, L.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 238—244. Capillon, E. A.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 P. 439—457.

⁷ Bauer, O. u. P. Zunker: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 289—292, 303—306. Burkhardt, A. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 12 (1933) S. 325—329, 339—343.

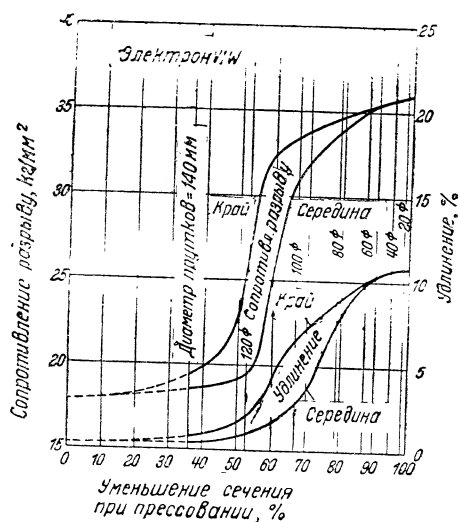
обработку¹. Так как растворимость сурьмы в меди превышает 9%, а эвтектика, которая образуется в этой системе, плавится при 630°, необходимо допустить, что вследствие ликвации эвтектика образуется уже при наличии малых количеств сурьмы в меди. Это предположение поддерживает Цикрик на основании своих наблюдений над медью с кальцием². Хотя в этой системе в равновесном состоянии эвтектика с температурой плавления 560° появляется только в сплавах с содержанием кальция выше 1,4%, было установлено наличие жидкой составляющей при 560° при содержании кальция ниже 0,15%. Этот сплав можно ковать без опасений появления трещин только при более низких температурах. Вредное действие висмута и сурьмы на медь частично устраняется при более высоком содержании кислорода³. В этом случае очевидно образуются кислородные соединения этих веществ, которые плавятся при более высоких температурах.

§ 54. Литая структура и трудности обработки

О влиянии литого состояния на поведение материала известно лишь очень немного.

Вообще вредной для обрабатываемости считается литая структура с большими столбчатыми кристаллами⁴. Причина этого лежит, повидимому, в том, что по границам зерен и в особенности по диагоналям поперечного и продольного сечения, где сталкиваются кристаллы, собираются газовые пузыри и примеси. Поэтому обычно стараются получить возможно более тонкозернистое литье, что достигается различными путями.

Дефекты литого состояния скажутся обычно лишь при первых обжатиях. При ковке и прокатке трещины почти не появляются, если при первых обжатиях материал прошел благополучно. С дальнейшим разрушением литой структуры и устранением неплотностей литого состояния качество материала повышается. В общем можно сказать, что уменьшение сечения по крайней мере на 75% приводит к состоянию, при котором материал обладает оптимальными свойствами. Так.



Фиг. 105. Влияние степени деформации при прессовании на механические свойства электроновых прутков (по Цикрику).

¹ Hampe, W.: Chem.-Ztg. Bd. 16 (1892) S. 726—728. Johnson, F.: J. Inst. Met., Lond. v. 8 (1912 II) P. 192—210. Archbutt, S. L. a. W. E. Prytherch: J. Inst. Met., Lond. v. 45 (1931 I) P. 265—305.

² Zickrick, L.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1933 P. 152—165.

³ Archbutt, S. L. a. W. E. Prytherch: J. Inst. Met., Lond. v. 45 (1931 I) P. 265—305. Blazey, C.: J. Inst. Met., Lond. v. 46 (1932 II) P. 353—382.

⁴ Brearley, A. W. u. H. Brearley: Blöcke und Kokillen. Berlin 1926. Leitner, F.: Stahl u. Eisen Bd. 46 (1926) S. 525—533, 629—631.

известное высокое удлинение у латуней достигается лишь при достаточно глубокой деформации. Прессованные прутки больших размеров обычно обладают значительно меньшим удлинением по сравнению с тянутыми прутками, которые изготавливаются из слитков больших размеров. Особенно значительно улучшение свойств в результате деформирования у электрона (ср. фиг. 105).

Многие высоколегированные материалы в литом состоянии обладают довольно большими твердостью и хрупкостью даже при высоких температурах. То же относится и к некоторым чистым металлам. В этих случаях материал подвергают такой обработке, при которой он претерпевает возможно благоприятные нагрузки. Это — процессы, при которых растягивающие напряжения почти не имеют места, например прессование, ковка и в ограниченном масштабе прессование в штампах. Напротив, при прокатке от материала требуют более высоких пластических свойств. Более твердые сплавы часто сильно трещат по кромкам или же «раскрываются» по середине¹. Поэтому предварительное прессование слитка в толстую ленту — обычный путь при обработке многих твердых алюминиевых сплавов, электрона и т. д., в результате чего получается пригодный для дальнейшей прокатки продукт. При трудно обрабатываемых сплавах часто применяются лишь очень медленные скорости деформации (ср. § 56).

§ 55. Температура и способность к деформированию

Если говорят о горячем деформировании материала, то обычно имеют в виду условия, при которых возможен перевод тела в любую мыслимую форму, т. е. возможно неограниченное деформирование без появления трещин. Причину этого усматривают в отсутствии упрочнения, считая, что материал не должен претерпевать в области горячего деформирования изменения свойств. Однако это не соответствует действительности. Правда, для большинства материалов способность к деформации очень сильно увеличивается после перехода за определенную температуру и достигает высоких значений. Неограниченную способность к деформации можно было бы характеризовать поперечным сужением в 100% при испытании на растяжение. Многие материалы в самом деле достигают такого состояния при высоких температурах. Если, следовательно, материал вытягивается при испытании на растяжение так, что образует острие в месте разрыва, как то имеет место для свинца уже при комнатной температуре (фиг. 106), то он, как правило, легко поддается любому виду деформирования.

Однако для значительного числа материалов такое состояние неограниченной способности к деформации вовсе не достигается или же лежит в узком температурном интервале. На чем основывается это явление, часто неясно; в ряде случаев причиной этого являются какие-либо примеси (ср. § 53). Тем не менее даже и для этих материалов переход из области холодного деформирования в область горячего деформирования с повышением температуры обычно явно обнаруживается. Это выявляется в особенности при такого рода испытаниях, которые, как, например, проба на осаживание, менее чувствительно отмечают изменения, чем испытание на растяжение, но близки к практически пре-

¹ Nowack, L.: Z. Metallkde. Bd. 23 (1931) S. 52—53.

терпеваемым материалом нагрузкам¹. С другой стороны, неограниченная способность к осаживанию, например у меди, жетеза, алюминия при комнатной температуре вовсе еще не является критерием поведения материала при горячем деформировании. У большинства сплавов, однако, легко обнаруживается уменьшение способности к осаживанию при переходе в область холодного деформирования.

Следует иметь в виду, что температурная область горячего деформирования вовсе еще не тождественна температурной области хорошей обрабатываемости в горячую. Разумеется, для каждого материала существует при установленных условиях работы граница между областями горячего и холодного деформирования. Но лишь немногие материалы выше этой границы обладают неограниченной деформируемостью при всех температурах. Для большинства материалов, напротив, об-



Фиг. 106. Свинцовый образец после разрыва (в натуральную величину).

ласть практической обрабатываемости в горячую уже, чем область горячего деформирования, установленная простыми испытаниями. В некоторых случаях, как уже обсуждалось в § 53, причиной этого являются некоторые примеси. Но, например в случае α -латуни, еще совсем неясна причина их трудной обрабатываемости при температурах выше 500° (ср. § 60).

§ 56. Горячее деформирование и упрочнение

Другой критерий горячего деформирования — сохранение примерно тех же свойств — оказывается также несостоятельным при ближайшем рассмотрении. В действительности в деформируемом теле в процессе горячего деформирования разыгрывается весьма сложный процесс. Прежде всего при любой температуре имеет место некоторое упрочнение. Смотря по температуре и достигнутому упрочнению затем начинаются с большей или меньшей скоростью разупрочнение и рекристаллизация². Только когда деформация заходит достаточно далеко, устанавливается равновесное состояние. Но это вовсе не обязательно должно отвечать исходному состоянию материала, а зависит от температуры и скорости обработки. Как это будет происходить в отдельных конкретных случаях, пока сказать не представляется возможным.

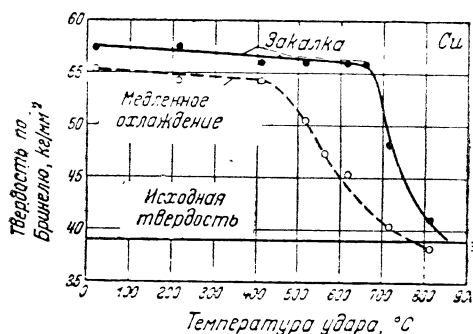
Следует иметь в виду прежде всего, что при многих процессах горячего деформирования разупрочнение в своей основной части протекает вероятно вовсе не в процессе деформирования, а во время значительно более длительных пауз между обжатиями и в про-

¹ Doeringkel, F. u. J. Trockels: Z. Metallkde. Bd. 13 (1921) S. 305—315. Welter, G.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 232—237. Hanser, K.: Z. Metallkde. Bd. 18 (1926) S. 247—255. Siebel, E.: Stahl und Eisen als Werkstoff, Bd. 1, S. 54—59, 1928.

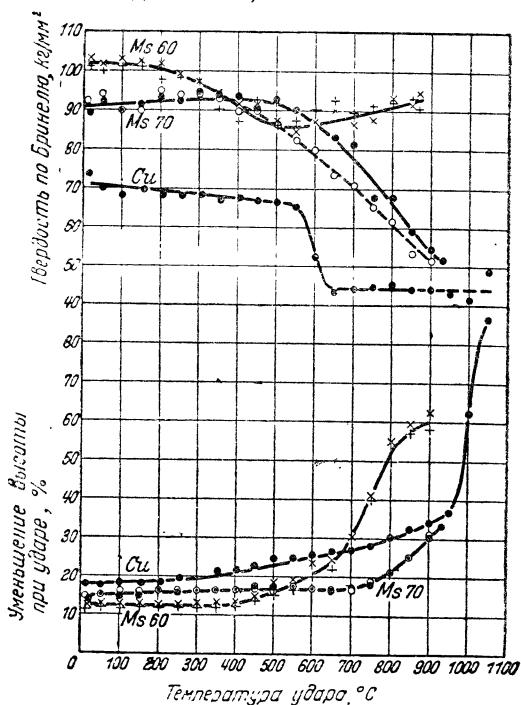
² Ludwik, P.: Int. Z. Metallogr. Bd. 8 (1916) S. 53—67. Chadwick, R.: J. Inst. Met. Lond. v. 51 (1933 I) P. 93—122.

пессе охлаждения. Это следует из результатов испытаний Зауервальда¹ на осаживание ударом (фиг. 107). В то время как закаленные после удара медные образцы еще так же сильно упрочняются при температурах осаживания выше 600°, как и при комнатной температуре, охлаждение на воздухе оказывается достаточным для того, чтобы заметное разупрочнение наступило около 450°.

В этих испытаниях, такие как и в подобных опытах Кента² (фиг. 108), ясно обнаруживается, что медь при ковке претерпевает упрочнение при температурах даже до 750°. Обычно же считают, что деформирование меди выше 500° есть чистое горячее деформирование. Однако сильное упрочнение меди, со-



Фиг. 107. Упрочнение меди при ударном осаживании при различных температурах.



Фиг. 108. Упрочнение и уменьшение высоты меди и латуни при испытаниях на ударное осаживание при различных температурах (по Кенту).

гласно фиг. 105, наблюдается еще и выше 650°, а в таких условиях материал должен вести себя совершенно так же, как и при холодном деформировании, т. е. обнаруживать лишь ограниченную способность к деформации.

На фиг. 108 выясняется, помимо того, поразительное различие в этом отношении между медью, α -латунью с 70% меди (Л70) и α - β -латунью с 60% меди (мунц). Последняя латунь при интересующих нас температурах горячего деформирования переходит в чистую β -латунь. В то время как для меди выше 600° и для мунца выше 700° сохраняется лишь незначительное упрочнение, для α -латуни оно почти столь же высоко, как и при комнатной температуре во всем интервале возможных температур удара. Глубокая деформация этого сплава под падающим молотом, повидимому, невозможна.

¹ Sauerwald, F. u. Giesberg: Zbl. Hüttenwalzwes. Bd. 30 (1926) S. 501—504, 525—529. Sauerwald, F., L. Michalsky, R. Kraiczek u. G. Neuen-dorff: Arch. Eisenhüttenwes. Bd. I (1927/28) S. 717—720. Sauerwald, F.: Arch. Eisenhüttenwes. Bd. I (1927/28) S. 717—720; Metallwirtsch. Bd. 7 (1928) S. 1353—1358.

² Kent, W. L.: J. Inst. Met., Lond. v. 39 (1928 I) v. 209—232.

Практический опыт согласуется с этими данными. Известно, что медь и мунц могут прессоваться с любой скоростью. α -латунь, напротив, допускает прессование лишь при сравнительно малых скоростях.

В отношении многих других сплавов, в особенности сплавов алюминия и магния, также известно, что прессование и ковка их могут производиться при малых скоростях.

Изучение этих зависимостей усложняется еще непостоянством температур при горячем деформировании. С одной стороны, обрабатываемый материал отдает свое тепло рабочей машине, с другой стороны, в результате деформирования в материале развивается тепло. У тугоплавких материалов преобладает обычно отвод тепла (ср. фиг. 195)¹. Напротив, при холодной обработке обрабатываемый материал может нагреваться до 100° и выше² и значительно сильнее при ударных испытаниях, даже вгорячую³.

§ 57. Непрерывный переход от горячего к холодному деформированию

Большинство материалов, претерпевших однажды глубокую горячую обработку, приобретают свойства, мало зависящие от их предшествовавшей истории. Самое большее, что может иметь место, это определенные трудности при обработке, которые могут быть вызваны возникновением очень крупных кристаллов (ср. § 32), а также возможными химическими изменениями. Это справедливо, насколько удастся установить, для всех тех металлов и сплавов, которые кристаллизуются в кубической центрогранной системе, т. е. для металлов: меди, никеля, алюминия, серебра, золота, свинца и т. д. и их сплавов. То же относится к объемноцентрированному железу и его сплавам, β -латуни с подобной же структурой решетки и, повидному, к тетрагональному олову.

Напротив, другие металлы не только в литом состоянии, но также с рекристаллизованной грубозернистой или даже тонкозернистой структурой значительно хуже обрабатываются в холодную, чем в уже холоднодеформированном и упрочненном состоянии. Сюда относятся гексагональные металлы — цинк, магний и их сплавы, также как тугоплавкие объемноцентрированные — вольфрам и молибден.

Эти металлы, в противоположность центрогранным металлам, характеризуются определенными особенностями своих свойств. Как показывает фиг. 109 для цинка⁴ и фиг. 110 для молибдена⁵, все эти металлы вообще могут пластически деформироваться лишь выше некоторой предельной температуры. Насколько резко выражен этот температурный предел для магниевых сплавов (электронов), видно из фиг. 111⁶.

¹ Eisbein, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spannlose Formung) (1931) S. 67—96.

² Jenkins, C. H. M.: J. Inst. Met., Lond. v. 45 (1931 I) P. 307—343.

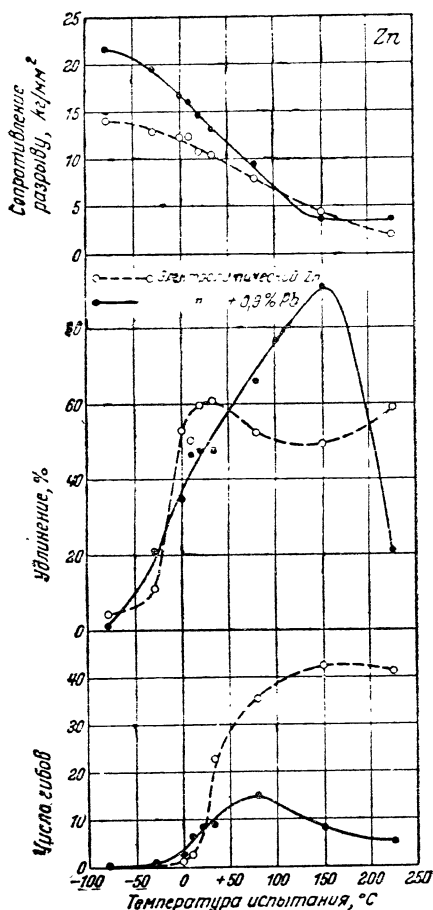
³ Doeringkel, F. u. J. Trockels: Z. Metallkde. Bd. 12 (1920) S. 340—358.

⁴ Goerens, P. u. R. Mailänder: Forschungsarb. VDI 1927 Heft 295 S. 18—34. Bauer, O., J. Weerts u. F. Beck: Metallwirtsch. Bd. 12 (1933) S. 615—618. Hanszel: Z. Metallkde. Bd. 13 (1921) S. 209—219.

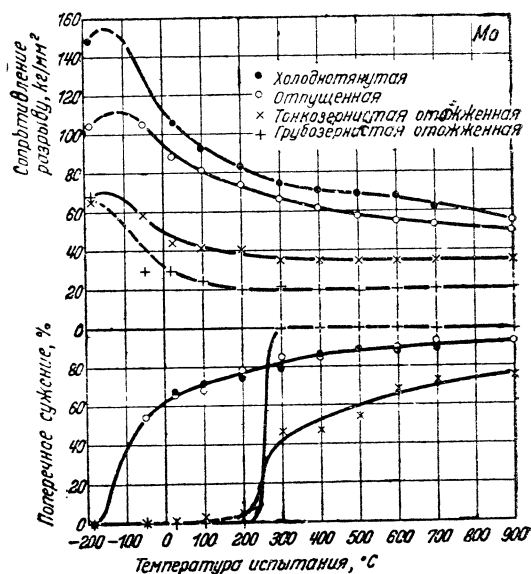
⁵ Sykes, W. P.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. v. 64 (1928) P. 780—815.

⁶ Schmid, W.: Z. Metallkde. Bd. 25 (1933) S. 229—236.

Далее, эти металлы весьма пластичны при высоких температурах и притом одинаково, как показано на примере молибдена на Фиг. 110, как с рекристаллизованной тонкой и грубой структурой, так и в деформированном состоянии. Напротив, в определенном температурном интервале молибден хотя и поддается еще обработке в деформированном, а также в отожженном при низких температурах состоянии, деформация его в отожженном при более высоких температурах состоянии с рекристаллизованной структурой невозможна. Подобным образом, вероятно, ведет себя также цинк, так как рекристаллизованный листовой



Фиг. 109. Механические свойства листового цинка при различных температурах (по Бауэру, Виртсу и Беку).



Фиг. 110. Влияние температуры и предшествовавшей обработки на сопротивление разрыву и поперечное сужение молибденовой проволоки (по Сайксу).

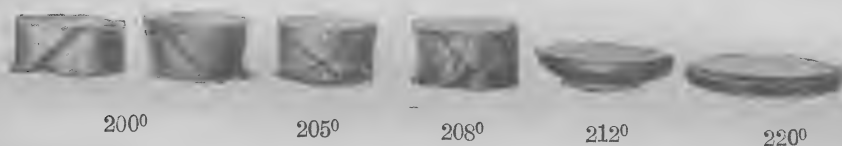
цинк при комнатной температуре обладает значительно меньшей способностью к деформации, чем холоднокатаный¹.

В отношении этих материалов из вышеизложенного следует, что обработку их следует начинать с горячего деформирования, и, непрерывно понижая температуру обработки, постепенно переходить к холодному деформированию. Так обычно и поступают на практике.

Исходным материалом при обработке вольфрама является квадратный стержень со стороной квадрата 5 или 10 мм, изготовленный

¹ Mathewson, C. H., C. S. Trewin a. W. B. Finkeldey: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. v. 64 (1920) P. 305—377. Sachs. G.: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 187—193. Schrader: Metallwirtsch. Bd. 9 (1930) S. 282—285. Burkhart, A. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 12 (1933) S. 325—329, 339—343.

путем спекания при 3000° в течение 10—15 минут¹. Такой стержень подвергается вначале многократному деформированию при 1500° на кобочных машинах (ср. § 101) с обжатием за один раз приблизительно на 10%, после чего следует каждый раз новый подогрев при 1500° . Затем температура нагрева постепенно снижается, так что при диаметре стержня в 0,8 мм она составляет уже 800° . Дальнейшая обработка производится путем протяжки с небольшими обжатиями (30 протяжек до диаметра 0,018 мм) через алмазные воюки при температуре темно-красного каления. Проволока получает тогда типичную деформированную структуру с вытянутыми вдоль слабо связанными между собой в поперечном направлении, кристаллическими волокнами. Точно так же обрабатывается молибден². Только в этом случае температуры обработки лежат значительно ниже в соответствии с более низкой температурой плавления этого металла. Листовой молибден с хорошей вязкостью



Фиг. 111. Влияние температуры на способность к осаждению электрона (по Шмидту).

удается получить лишь в том случае, если путем прокатки в различных направлениях устраняется одностороннее удлинение кристаллов.

На том же принципе основана прокатка цинка и ковка магниевых сплавов (электронов). В первом случае исходным продуктом являются литые охлажденные до $150\text{--}200^{\circ}$ плиты, прокатываемые в горячем состоянии. Более толстые листы выходят при этом из валков лишь несколько остывшими, более тонкие листы остывают почти до комнатной температуры. Структура таких тонких листов соответствует хотоднеформированному материалу. Ковка электрона, обычно при сравнительно низких температурах обеспечивающих хорошие свойства в изделии, должна производиться очень медленно; поэтому необходимы частые промежуточные отжики. Первоначально эти отжики производятся при 400° , затем температура постепенно снижается на $20\text{--}30^{\circ}$ до 300° ³. Прессованные прутки из цинка, магния и их сплавов изготавливаются при возможно более низких температурах. Прессование рафинированного цинка производится при минимально возможной температуре около 120° ; нельзя поднимать температуру выше 140° , так как иначе заметно уменьшаются сопротивление разрыву и удлинение прутков⁴. Магниевые сплавы прессуются при 250° ⁵. Даже в этом случае, как показывает фиг. 105, необходимо помимо этого еще очень сильное уменьшение сечения, чтобы обеспечить хорошие механические свойства⁶.

¹ Smithells, C. J.: Met. Ind., Lond. v. 29 (1926) P. 365—366.

² Sykes, W. P.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. v. 64 (1920) P. 780—815. Smithells, C. J.: Met. Ind., Lond. v. 38 (1931) P. 336—338.

³ Schmidt, W.: Z. Metallkde. Bd. 25 (1933) S. 229—236.

⁴ Schulz, E. H. u. R. Fiedler: Forschungsarb. VDI Reihe M 1 (1919) S. 27—29.

⁵ Hansen, M.: J. Inst. Met., Lond. v. 37 (1927 I) P. 93—102.

⁶ Schmidt, W.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 378—384.

§ 58. Значение кристаллографических процессов для горячего деформирования

Описанное в предыдущих параграфах различное поведение разных металлов находит некоторое объяснение в кристаллографических процессах при горячем деформировании. Проведенные с монокристаллами алюминия¹ и магния² опыты показали, что в деформации при более высоких температурах участвует значительно большее число плоскостей скольжения, чем при более низких температурах. Поэтому способность к деформации особенно сильно возрастает с повышением температуры у гексагональных металлов, которые трудно обрабатываются при низких температурах вследствие ограниченного числа возможных плоскостей скольжения. Установленная на основании опытов с монокристаллами магния температура подобного состояния около 225° очень хорошо согласуется с практическим опытом обработки магния и электрона.

Связанная с кристаллографическими процессами скольжения направленность кристаллов может устанавливаться также в горячедеформированном металле. Это установление текстуры имеет техническое значение по Шмидту, особенно для кованого электрона, который применяется преимущественно для пропеллеров самолетов³. Магний и магниевые сплавы получают всегда такую текстуру, при которой предпочтительная плоскость скольжения, базис гексагональной решетки, следует почти параллельно плоскости листа, а в круглых телах—параллельно направлению вытяжки (направлению прессования)⁴. Однако при холодной обработке так ориентированные кристаллы едва поддаются деформации в направлении вытяжки при производственных процессах, так как при таких условиях скольжение по базису оказывается кристаллографически невозможным. Напротив, пластическое деформирование в горячую возможно благодаря появлению других возможностей скольжения. При холодной обработке, кроме того, предел текучести в направлении вытяжки получается значительно меньшим при растяжении, чем при сжатии. Это объясняется возможностью двойникования, при котором гексагональная призма магния становится несколько короче в направлении ее гексагональной оси и, следовательно, несколько длиннее в перпендикулярном направлении. В направлении, перпендикулярном направлению вытяжки, предел текучести получается, наоборот, значительно меньшим при сжатии, чем при растяжении. Под углом в 45° направление нагрузки не имеет подобного влияния; однако значения предела текучести получаются особенно низкими, как этого и следует ожидать из кристаллографических соображений⁵. Эта анизотропия, особенно нежелательная в кованом материале, может быть устранена, если производить ковку не все время в одном и том же направлении, но попеременно в противоположных направлениях (осадка

¹ Karnop, R. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 42 (1927) S. 283—301. Boas, W. u. E. Schmid: Z. Physik Bd. 71 (1931) S. 703—714.

² Schmid, E.: Z. Elektrochem. Bd. 37 (1931) S. 447—459.

³ Schmidt, W.: Z. Metallkde. Bd. 25 (1933) S. 229—236.

⁴ Schmid, E. u. G. Wassermann: Metallwirtsch. Bd. 9 (1930) S. 698—702. Schiebold, E. u. G. Siebel: Z. Physik Bd. 69 (1931) S. 458—482. Caglioti, V. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 1—4.

⁵ Schmid, E. u. H. Seliger: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 409—411, S. 421—424.

на 10% после вытяжки на 30%). Механические свойства прессованных прутков получаются особенно благоприятными, если прессование производится при очень низких температурах (250° вместо 350°) и очень малых скоростях (0,6 м/мин вместо нормальных 3—5 м/мин) или если прутки непосредственно после прессования закаливается в воде. Свойства листового материала также удается улучшить при применении допустимой еще нагартовки на 10% с последующим отпуском при 300°. При отжиге магний так же, по видимому, как и цинк (ср. § 57), одновременно с ростом величины зерна становится и более хрупким¹.

§ 59. Обработка хрупких материалов

От большинства материалов, имеющих практическое применение в обработанном состоянии, требуется известная пластичность, чтобы эти материалы не были слишком чувствительны к ударным нагрузкам. Это обуславливает обычно также известную податливость их холодному деформированию. Некоторые сплавы, например, латуни, содержащие большое количество β -фазы (58—52% Cu), обладают столь малой способностью к изменению формы и к упрочнению в холодном состоянии, что в таком виде они едва ли представляют технический интерес.

Но существуют некоторые материалы, которые применяются в весьма хрупком состоянии. В большинстве случаев это сплавы, которые приобретают хрупкое состояние в результате крайне сильного холодного деформирования (бронзовые пружины) или термической обработки (закаленная сталь). Очевидно таким путем достигается лучшее сочетание практически важных свойств, чем путем сплавления.

Однако в последнее время стало известно, что некоторые хрупкие при комнатной температуре сплавы, нашедшие техническое применение благодаря некоторым специальным свойствам, оказываются весьма пластичными при высоких температурах. Благодаря этому стало возможным повышение их механических свойств и расширение области их применения.

Так, было установлено, что медные сплавы, содержащие фазы Cu_3P , Cu_3As , Cu_3Sb , также как и сами эти фазы, весьма пластичны при сравнительно низких температурах². На фиг. 112 показана чаша, выдавленная из листа сплава меди с 8% фосфора, т. е. из эвтектического сплава с содержанием 50% Cu_3P . Прессованная проволока из таких высокофосфористых медных и медносеребряных сплавов находит некоторое применение в технике в качестве заменителя серебряного припоя.

Другим примером служат карбиды тугоплавких металлов, прежде всего карбид вольфрама (5% C). Эти материалы быстро получили широкое распространение как особо твердые и высококачественные инструментальные материалы, когда научились делать их достаточно вяз-



Фиг. 112. Выдавленная горячую чашу из хрупкого при комнатной температуре медного сплава с 8% фосфора.

¹ Ср. также W. R. D. Jones: J. Inst. Met., Lond. v. 43 (1930 I) P. 237—240.

² Ellis, W.: J. Inst. Met., Lond. v. 45 (1931 I) P. 383—390. Burkhardt, A., W. Linicus u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 331—333.

кими путем спекания и присадки нескольких процентов менее тугоплавкого металла, в особенности кобальта (ср. § 47). Но было установлено также, что тот же продукт можно получить другим путем, а именно путем пластического деформирования и спекания карбидного порошка при достаточно высоких температурах и давлениях, минуя присадку кобальта¹.

Таким образом широко распространенный взгляд, что промежуточные фазы являются хрупкими, не подтверждается. Большинство фаз становятся, повидимому, несколько пластичными при температурах, близких к температуре плавления². Некоторые промежуточные фазы, например β -латунь с 50—60% Cu³ (ср. § 60) и β -меднооловянные сплавы с 20% олова⁴, при высоких температурах оказываются даже более мягкими и вязкими, чем примыкающие к чистым металлам α -твердые растворы. Однако температурный коэффициент пластичности интерметаллических фаз всегда значительно больше, чем α -твердых растворов, и они обычно совершенно хрупки при достаточно низких температурах.

Впрочем, подобным же образом ведут себя некоторые чистые металлы, обладающие сложной структурой решетки. Из висмута⁵, сурьмы и теллура⁶, хрупких при комнатной температуре, удается изготавливать проволоку путем прессования при повышенных температурах.

§ 60. Горячее деформирование латуней

Относительно некоторых сплавов в течение долгого времени считали установленным, что они не выдерживают горячего деформирования и могут обрабатываться только холодной. Однако повышение степени чистоты металлов и усовершенствование рабочих процессов способствовали тому, что многие из этих сплавов оказалось возможным и экономичным обрабатывать также горячей.

Наиболее известным примером таких сплавов могут служить α -латуни с содержанием 63—90% меди. До применения рафинированного цинка с содержанием свинца около 0,01%, α -латуни содержали значительное количество свинца. Однако обработка латуни с 70% меди при температурах выше точки плавления свинца (350°), по опытам Кента, становится невозможной без образования трещин⁷. При более высоких температурах обработка такой латуни представляет еще большие трудности.

Практический опыт учит, что даже несколько сотых процента свинца могут значительно затруднять горячую обработку α -латуни. Еще чувствительнее в этом отношении нейзильбер⁸, т. е. α -латунь, в которой часть меди заменена никелем. Напротив, в латуни с 60% меди

¹ Hoyt, S. L.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 P. 9—58.

² Tammann, G. u. K. Dahl: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 126 (1923) S. 104—112.

³ Hanser, K.: Z. Metallkde. Bd. 18 (1926) S. 247—255.

⁴ Bauer, O. u. O. Vollenbruck: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 60—61. Kent, W. L.: J. Inst. Met., Lond. v. 35 (1926 I) P. 45—53.

⁵ Thompson, J. G.: Met. & Alloys v. 1 (1930) P. 826—827. Pearson, C. E. a. J. A. Smythe: J. Inst. Met., Lond. v. 45 (1931 I) P. 345—381.

⁶ Bridgman, P. W.: Physic. Rev. [2] v. 9 (1917) P. 138—141.

⁷ Kent, W. L.: J. Inst. Met., Lond. v. 39 (1928 I) P. 209—232.

⁸ Cp. Met. Ind., Lond. v. 44 (1934) P. 157.

(Л60) с α - β -структурой это влияние свинца сказывается лишь до 700° , а затем оно исчезает. Причина такого различного поведения материала неясна. В латунях с высоким содержанием цинка вредное влияние свинца во всяком случае незначительно, так как он, как свидетельствует фиг. 113, распределен в этом случае внутри кристаллов, а не по границам зерен.

Вредными для горячей обработки латуни оказываются также другие примеси в самых малых количествах, например, висмут, сурьма и мышьяк¹.

Однако изготовленная даже из чистой электролитической меди и рафинированного цинка α -латунь, как показали опыты Хансера, обнаруживает выраженный интервал хрупкости в области температур от 300 до 600° ². Это особенно ясно выявляется в изменении поперечного сужения при испытании на растяжение (фиг. 114) и несколько менее явно в изменении ударной вязкости (фиг. 115)³, а также в способности к осаживанию при испытании на сжатие (фиг. 116)⁴. Напротив осаживание при определенном давлении или определенной работе удара, а также изменения твердости (фиг. 117 и 118)⁵ и сопротивления разрыву (фиг. 119)⁶ не дают никаких указаний относительно этой области хрупкости.



Фиг. 113. Свинец в β -латуни с 55% меди. Травление 10% $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4 \times 50$.

Из кривых поперечного сужения и ударной вязкости (фиг. 114 и 115) ясно видно, что горячая прокатка α -латуни вызывает определенные трудности, тогда как горячая прокатка меди и β -латуни производится нормально. У собственно α -латуней с содержанием меди выше 72% хрупкость при охлаждении начинается при тем более высоких температурах, чем богаче латунь медью. Но у высокомедистых томпаков эта зона хрупкости вновь исчезает, а у меди она практически не имеет значения для горячей прокатки.

Известно, однако, что медь также становится хрупкой⁷ при дли-

¹ Wieland, P. J. H.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 417—422.

² Hanser, K.: Z. Metallkde. Bd. 18 (1926) S. 247—255.

³ Charpy, C.: Bull. Soc. Encour. Ind. nat. 1896 P. 178, 1899 P. 191. Bunting, D.: J. Inst. Met., Lond. v. 31 (1924 I) P. 47—74, v. 33 (1925 I) P. 97—107. Greaves, R. H. a. J. A. Jones: J. Inst. Met., Lond. v. 34 (1925 II) P. 85—101. Mailänder, R.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 44—51.

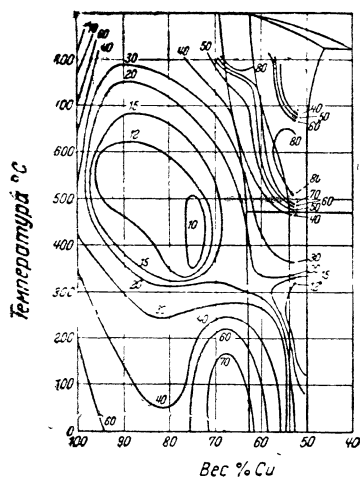
⁴ Doerinkel, F. u. J. Trockels: Z. Metallkde. Bd. 12 (1920) S. 340—350. Bd. 13 (1921) S. 305—315. Hanser, K.: Z. Metallkde. Bd. 18 (1926) S. 247—255.

⁵ Doerinkel, F. u. J. Trockels: a. a. O. Edwards, C. A. a. A. M. Herbert: J. Inst. Met., Lond. v. 25 (1921 I) P. 175—218. Guillet, L.: Rev. Metallurg. v. 21 (1924) P. 295—302. Hanser, K.: a. a. O. Morris, A.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1931 P. 336—351.

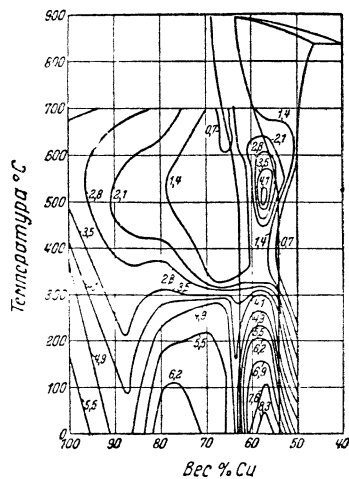
⁶ Bengough, G. D.: J. Inst. Met., Lond. v. 7 (1912 I) P. 123—190. Hanser, K.: a. a. O.

⁷ Rudeloff, M.: Mitt. K. techn. Vers.-Anst. Bd. 16 (1898) S. 171—219. Stribeck, R.: Z. VDI Bd. 47 (1903) S. 559—567. Bd. 48 (1904) S. 897—901. Bengough, G. D. a. D. Hanson: J. Inst. Met. Lond. v. 12 (1914 II) P. 56—83.

тельном нагружении на растяжение при 500°. При кратковременном нагружении это становится заметным при более высоких температурах.

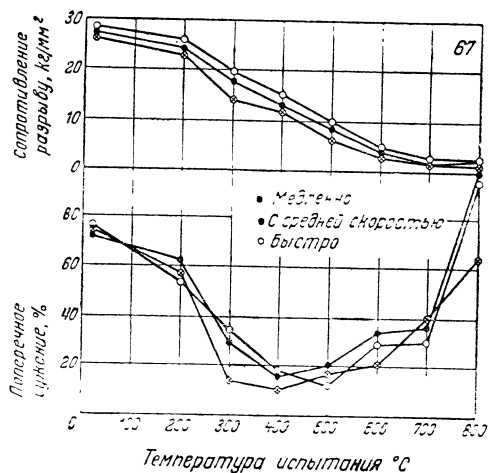


Фиг. 114. Поперечное сужение при растяжении, $\%$.



с незначительным содержанием кислорода крайне выраженную хрупкость¹.

Область хрупкости у латуни, согласно фиг. 120, зависит до известной степени также от скорости деформации. При повышении скорости деформации зона наиболее сильной хрупкости смещается к более высоким температурам. При этом обнаруживается особенно резко, что способность материала к изменению формы значительно возрастает при высоких температурах. Прокатка латуни с 63% меди с большой скоростью (около 2 м/сек при диаметре балков 450—500 мм) важна по этому не только для сохранения высокой температуры, но и для лучшего использования способности к деформации. С другой стороны α -латунь, претерпевающая упрочнение даже при очень высоких температурах (ср. § 56), не допускает слишком быстрого деформирования и должна прессоваться при средних скоростях. Напротив, твердая латунь (Л158) с α - β -структурой при комнатной температуре и чистой β -структурой при высоких температурах беспрепятственно выдерживает самые большие скорости прессования². Наконец, латунь, обнаруживающая при более высоких температурах гетерогенную α - β -структуру, плохо поддается горячему деформированию. Именно поэтому латунь с 65% Cu нашла широкое распространение в Америке, где обработка латуни производится обычно в холодном состоянии, но не в Германии и других странах, где латунь прокатывается и прессуется преимущественно вгорячую.



Фиг. 120. Влияние скорости деформирования на температурную зависимость сопротивления разрыву и поперечное сужение латуни (по Ханс-ру).

§ 61. Горячее деформирование и рекристаллизация

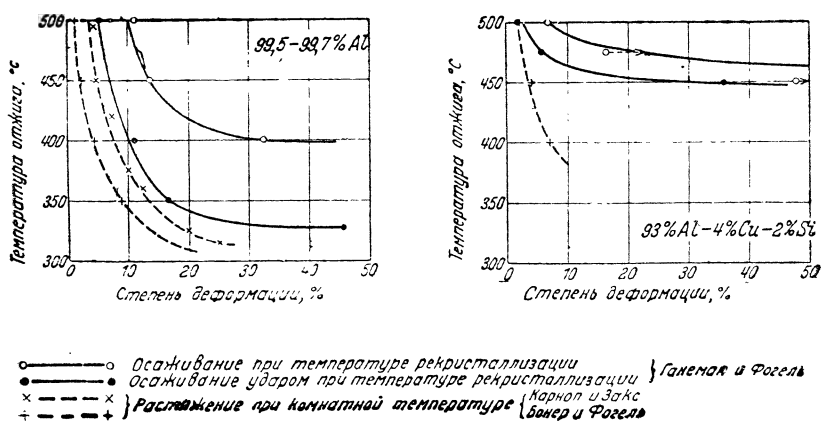
Важнейшая задача горячего деформирования состоит в том, чтобы перевести литое состояние металла, характеризующееся неплотностью и неравномерной структурой, в состояние, отличающееся плотностью и равномерной мелкозернистой структурой.

Процессы рекристаллизации при горячем деформировании металла весьма трудно поддаются учету. В связи с горячим деформированием рекристаллизация, в зависимости от условий обработки, может наступать в совершенно разное время: в процессе самого горячего деформирования, в процессе охлаждения или же только при последующем отжиге. Об этом мы знаем еще очень немного.

¹ Blazey, C.: J. Inst. Met., Lond. v. 37 (1927 I) P. 51—67, v. 41 (1929 I) P. 321—328, v. 46 (1931 II) P. 353—382.

² Eisbein, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 71—96.

При большой скорости деформирования, в особенности при ударных нагрузках, многие металлы и сплавы ведут себя при высоких температурах так же, как при холодном деформировании. При обработке металл упрочняется (ср. § 56), в то время как рекристаллизация не наступает. Она совершается затем только при последующем отжиге, или уже в процессе охлаждения или, наконец, при дальнейшей обработке еще горячего материала¹. Ханеман, изучавший рекристаллизацию при ударном осаживании при разных температурах, установил, что процесс рекристаллизации при этих температурах весьма сходен с процессом рекристаллизации при комнатной температуре². У чистого алю-



Фиг. 121 и 122. Температуры рекристаллизации для чистого алюминия и алюминиевого сплава, деформированных различным образом.

миния и его сплава (фиг. 121—122) рекристаллизация после ударного осаживания при температуре рекристаллизации наступает при температуре³ значительно более высокой, чем после холодного деформирования⁴. Это согласуется с тем, что упрочнение при высоких температурах меньше, чем при низких. Что касается величины зерна, то и горячее и холодное деформирование мало отличаются в этом отношении.

При меньших скоростях деформирования, действующих, например, при осаживании на винтовом прессе (около 20—40%/сек.), установлено для алюминия и его сплавов (фиг. 121—122), что рекристаллизация смещается к еще более высоким температурам⁵.

Величина зерна после такого деформирования становится значительно большей даже в том случае, если между собой сравниваются

¹ Sauerwald, F.: Metallwirtsch. Bd. 7 (1928) S. 1353—1358.

² Hanemann, H.: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 316—319, 373—374; Ber. Werkstoffaussch. 1926 Nr. 84. Hanemann, H. u. Lucke: Stahl u. Eisen Bd. 45 (1925) S. 1113—1122. Wittneben, A.: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 316—322. Hanemann, H. u. R. Vogel: Aluminium-Z. Bd. 4 (1932) S. 3—23.

³ Hanemann, H. u. R. Vogel: a. a. O.

⁴ Rassow, E. u. L. Velde: Z. Metallkde. Bd. 12 (1920) S. 369—371. Bd. 13 (1921) S. 557. Rassow, E.: Z. Metallkde. Bd. 13 (1921) S. 558. Karnop, R. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 42 (1927) S. 283—301. Bohnér, H. u. R. Vogel: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 165—175.

⁵ Karnop, R. u. G. Sachs; a. a. O. Sauerwald, F. u. G. Elsner: Z. Physik Bd. 44 (1927) S. 36—57. Hanemann, H. u. R. Vogel: Aluminium-Z. Bd. 4 (1932) S. 3—23.

различные степени деформации, ведущие к одной и той же температуре рекристаллизации. Подобные же различия между рекристаллизацией после осаживания ударом и рекристаллизацией после значительно более медленной горячей прокатки установлены для меди и железа¹.

Наконец, в практике часто наблюдается, что рекристаллизация наступает уже в процессе горячего деформирования. Так, Бахметьев установил у дуралюмина, что при ударном нагружении выше 500° рекристаллизация не наблюдается². Напротив при скорости осаживания приблизительно 8% в секунду ниже 400 и 3% в секунду ниже 300° рекристаллизация наступает во время самого осаживания. Так как



0,02 0,05 0,18 0,21 0,67 1,12 ~ 1,5 мм/сек
Фиг. 123. Структура свинцовых прутков, прессованных с различной скоростью.

к тому же процесс этот может многократно повторяться, то изменения структуры в таких случаях, т. е. при очень высоких температурах вообще и при более низких температурах, если скорости деформации незначительны, не поддаются учету.

Нежелательная грубозернистая структура, наблюдаемая в особенности в том случае, когда материал претерпевает неравномерную деформацию (при ковке, прессовании, штамповке), может возникать в самых различных условиях. Избежать это явление можно различными способами, изменяя степень обжатия, или температуру, или скорость. На фиг. 123 показано влияние скорости деформации на структуру³.

§ 62. Структура прессованных прутков

Особенно неравномерные механические свойства и структура могут обнаруживаться в изделиях, претерпевших неравномерную горячую деформацию. При прессовании прутков температура и степень деформа-

¹ Tafel, W., H. Hanemann u. A. Schneider: Stahl u. Eisen Bd. 49 (1929) S. 7—12. Tafel, W.: Z. Metallkde. Bd. 21 (1929) S. 265—267.

² Бахметьев Труды ВИАМ 1933 вып. 1.

³ Eisbein, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsch. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spannlose Formung) (1931) S. 71—96.

ции в различных участках различны. Передний конец прутка выпрессовывается обычно при более высокой температуре и деформирован по этому меньше и равномернее, чем задний конец. В соответствии с этим механические свойства по длине прессованного прутка оказываются различными¹. Особенно подробно в этом отношении исследованы прессованные прутки из твердой латуни (Л58)². Значительные различия структуры в этом случае обнаруживаются как в β -кристаллах, устойчивых при высоких температурах, так и в α -кристаллах, выделившихся уже отчасти в процессе прессования.

На поверхности таких прутков часто возникают весьма крупные кристаллы, в особенности у заднего конца. Прутки из электрола иногда обнаруживают значительные различия в механических свойствах центральных и наружных зон (ср. фиг. 105)³.

Последующим отжигом невозможно устранить эти различия в структуре и механических свойствах⁴. Напротив, повышение температуры и длительный отжиг приводят к дальнейшему росту кристаллов, вначале на поверхности заднего конца, а затем также внутри и на поверхности средней части прутка. Возникновением крупных кристаллов при нагреве объясняется часто наблюдаемое появление трещин при прессовании в штампах пруткового материала.

§ 63. Усилие деформирования и сопротивление истечению

Как уже было упомянуто ранее, практическое преимущество горячей прокатки против холодной состоит главным образом в том, что при данной мощности машины в первом случае возможно более сильное и быстрое деформирование материала. Усилие и работа деформирования зависят не только от размеров обрабатываемого изделия, но в первую очередь также от степени деформации и от сопротивления материала истечению. Последнее же, как узнаем далее, в значительной мере определяется рабочей температурой. К этому присоединяется еще трение, которое определяется главным образом геометрическими отношениями между обрабатываемым изделием и рабочим инструментом. Более глубокие зависимости, которые позволяют определить усилие и работу деформирования при каком-либо процессе обработки, оказываются, однако, довольно сложными. О них подробно мы будем говорить еще в § 69 и следующих параграфах.

Во всяком случае, сопротивление истечению материала при принятых в производстве температурах является весьма важным фактором в практической технологии. Чем тверже материал и чем ниже рабочая температура, тем больше затрачиваемая работа и нагрузки, которые претерпевает машина.

¹ Siebe, P. u. G. Elsner: Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 203—206, 238—245.

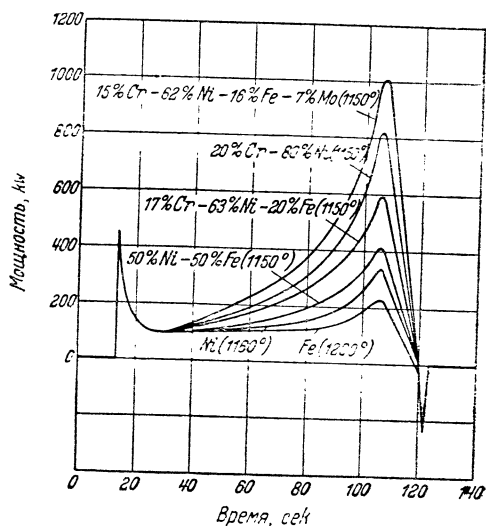
² Schreiter, W.: Z. Metallkde. Bd. 18 (1926) S. 285—287. Köster, W.: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 154 (1926) S. 197—208. Hinzmann, R.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 297—302, Bd. 25 (1933) S. 67—70. Bauer, O. u. K. Memmler: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 8 (1929). Siebe, P. u. G. Elsner: Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 109—114. Hinzmann, R. u. H. Flöszner: Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 115—118. Eisbein, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 71—96.

³ Schmidt, W.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 378—384.

⁴ Hinzmann, R.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 297—302. Siebe, P. u. G. Elsner: Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 109—114, 203—206, 238—245.

Большим достижением современной техники металлов является применение высоколегированных жаростойких материалов. Однако такие материалы требуют при горячем деформировании более высоких мощностей и большей работы. На прокатку особо твердых хромоникелевых сплавов затрачивается примерно в 5 раз большая работа, чем на обработку чистого железа, и в 4 раза большая, чем на обработку¹ никеля (фиг. 124).

Обработка таких материалов предъявляет, следовательно, к заводскому оборудованию совершенно особые требования. На обычных прокатных станах, применяемых для большинства более мягких сплавов, твердые материалы могут прокатываться лишь при небольших обжатиях. Для прокатки особо жаростойких хромоникелевых сплавов Рон строит специальные прокатные станы, большая производительность которых достигается благодаря применению многих малых, но весьма мощных клетей.



Фиг. 124. Диаграмма мощности обжимного стана для прокатки высокопрочных сплавов. Максимум достигается, когда материал пропускается через особенно большое число клетей (по Рону).

§ 64. Сопротивление истечению и температура

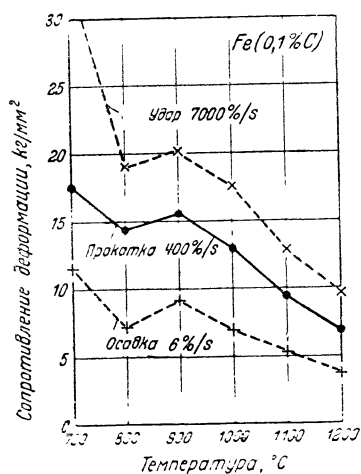
Необходимые мощности для обработки каждого материала в значительной мере зависят от температуры обработки. Действительная величина потребного усилия при определенных условиях работы может быть вычислена, как сказано, на основании простых формул (ср. § 70 и след.), если известно сопротивление истечению. Величина сопротивления истечению определяется непосредственно из испытания на растяжение или сжатие. Следует лишь иметь в виду, что при горячем деформировании значительное влияние имеет скорость истечения, величина которой при каком-либо определенном процессе обработки устанавливается не столь просто. В качестве критерия скорости в опытах для установления сопротивления истечению можно, однако, принять промежуток времени, приблизительно равный промежутку времени, в течение которого определенный участок обрабатываемого изделия подвергается деформированию (ср. § 78). На фиг. 125 показаны результаты испытаний при осаживании при разных скоростях, данные в процентах в секунду по сравнению с испытаниями при прокатке². При испытаниях на твердость хотя получают и меньше данных о действительной величине сопротивления истечению, но зато они дают некоторое представление о зависимости этой характеристики от температуры

¹ Rohn, W.: Stahl u. Eisen Bd. 49 (1929) S. 1757—1760, 1793—1797.

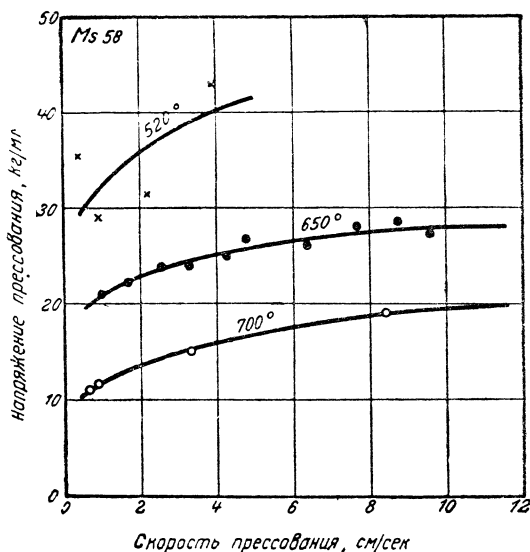
² Siebel, E. u. E. Fangmeier: Mitt. Kais-Wilh.-Inst. Eisenforschg., Düsseld. Bd. 12 (1930) S. 225—244.

испытания. Однако эти данные следует принимать с некоторой осторожностью вследствие влияния скорости испытания (его длительности).

По вопросу о зависимости сопротивления истечению от температуры имеется весьма обширный экспериментальный материал¹. Как правило, сопротивление деформированию непрерывно падает с температурой, вначале быстро, а затем медленнее. Кривые для большинства чистых металлов весьма сходны. По Людвигу абсолютная величина сопротивления истечению этих металлов даже приблизительно одинакова, если сравниваются одинаковые доли абсолютной температуры



Фиг. 125. Сравнение результатов прокатки с результатами статических и динамических испытаний на осаживание мягкой литой стали (по Зибелю и Фангмейеру).



Фиг. 126. Исходные значения потребного усилия для прессования латунных прутков диаметром 50 мм из слитка диаметром 170 мм и длиной 750 мм при различных температурах и скоростях прессования.

плавления² (действительная температура плавления в $^{\circ}\text{C} + 273^{\circ} = ^{\circ}\text{K}$). Хотя у железа вследствие превращений отмечается при определенных температурах скачкообразное изменение, однако в общем также и этот материал следует общему правилу. В связи с тем, что обработка большинства чистых металлов производится при температурах, представляющих примерно одну и ту же долю их температуры плавления, необходимые для этого усилия деформирования отличаются друг от друга незначительно.

Для большинства сплавов необходимое для обработки усилие определяется только на основании специальных лабораторных или заводских опытов. Разные сплавы ведут себя в этом отношении совершенно различно. В то время как некоторые сплавы, например α - β - и β -латуни, весьма мягки уже при низких температурах и притом значи-

¹ См. обзорную статью Symposium on the Effect of Temperature. Philadelphia and New York 1931.

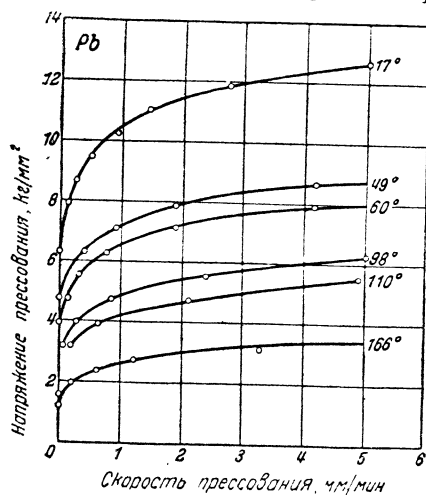
² Ludwik, P.: Z. VDI Bd. 59 (1915) S. 657—664; Z. physik. Chem. Bd. 91 (1916) S. 232—247.

тельно мягче, чем медь (ср. фиг. 118), большинство сплавов обрабатывается тем труднее, чем больше они содержат упрочняющих составляющих. К этому следует еще добавить в отношении многих сплавов, что температура солидуса, при которой сплав становится хрупким, лежит значительно ниже температуры солидуса основного металла, причем это не связано с более быстрым падением сопротивления деформированию с температурой; исключение в этом отношении представляет β -латунь. Такие сплавы должны, следовательно, обрабатываться при сравнительно низких температурах и требуют при этом очень больших усилий деформирования.

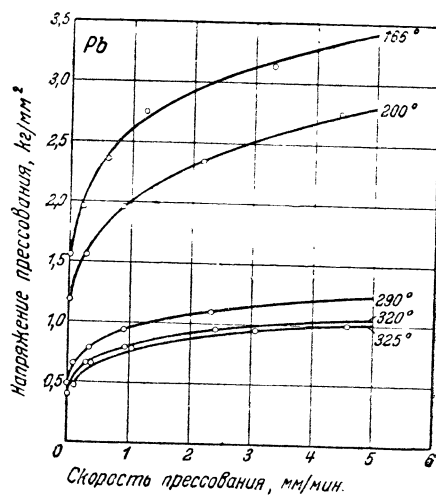
Непосредственное определение усилий деформирования при процессах обработки выполнено пока в единичных случаях. На фиг. 126 приведены некоторые значения, относящиеся к сопротивлению прессованию твердой латуни (Л58)¹. Чтобы распространить результаты этих испытаний также на другие геометрические отношения, указано давление прессования на единицу площади, т. е. напряжение прессования. Подобным же образом на фиг. 125 для стали указано давление прокатки на единицу обжимаемой валками площади².

§ 65. Сопротивление истечению и скорость истечения

Действительную величину затрачиваемых при горячем деформировании усилия и работы трудно установить еще и потому, что они сильно зависят от скорости обработки. Обычно сопротивление истече-



Фиг. 127.



Фиг. 128.

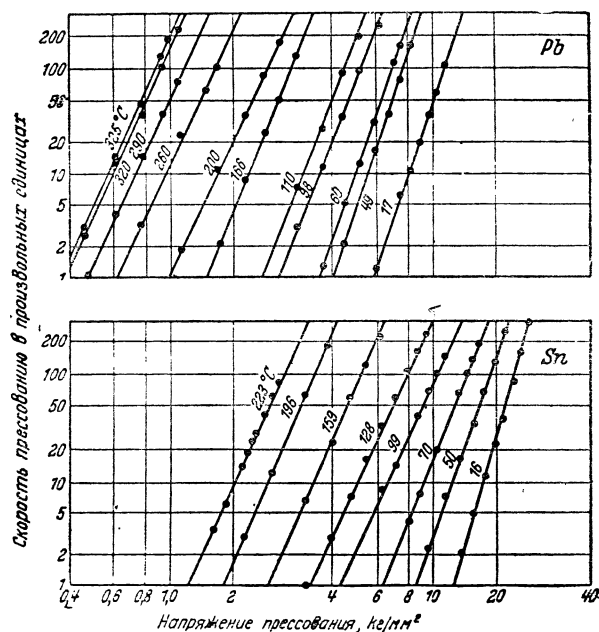
Фиг. 127 и 128. Влияние температуры и скорости прессования на давление прессования при прессовании свинцовых прутков диаметром 6,5 мм из слитка длиной 63,5 мм, диаметром 32 мм (по Пирсону и Смейсу).

нию при горячем деформировании значительно увеличивается со скоростью обработки, однако далеко не в той степени, как это имеет место в жидких телах, где оно пропорционально скорости.

¹ Eisbein, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 67—96.

² Siebel, E. u. E. Fangmeier: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforschg, Düsseldorf. Bd. 12 (1930) S. 225—244.

Числовые выражения указанных зависимостей при процессах обработки установлены до сих пор лишь в единичных случаях. Значения, приведенные на фиг. 126 и в § 97 для давления прессования при обработке твердой латуни (Hartmessing) показывают, что сопротивление истечению при рассматриваемых температурах и скорости увеличивается, грубо говоря, на 10% при повышении скорости истечения вдвое¹. В соответствии с этим сопротивление истечению для стали уве-



Фиг. 129 и 130. Давление прессования при прессовании свинцовых и оловянных прутков при различных температурах и скоростях (обратно прессование; слиток диаметром 32 мм, длиной 64 мм; матрица диаметром 6,3 мм; 100 единиц скорости прессования = 2,5 мм/мин (по Пирсону и Смису).

личивается приблизительно вдвое при увеличении скорости в тысячу раз² (фиг. 124). Лабораторные опыты с легкоплавкими материалами при постоянной температуре и при весьма малых скоростях деформирования показали (фиг. 127 и 128), что при таких условиях влияние скорости при любых температурах одинаково³. Если строить диаграммы в логарифмическом изображении (фиг. 129 и 130), то обнаруживается, что с ростом температуры влияние скорости усиливается как у свинца, так и у олова.

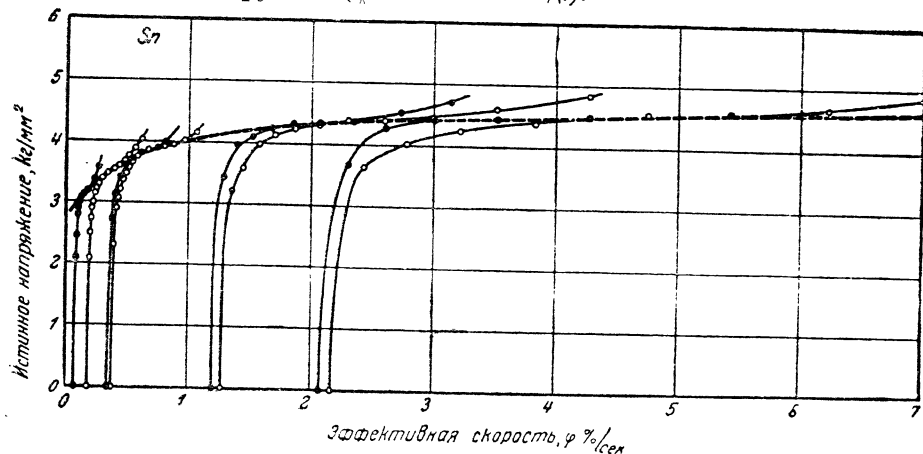
Влияние скорости деформирования при более высоких температурах не исследовалось до сих пор даже путем элементарных ме-

¹ Eisbein, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 67—96.

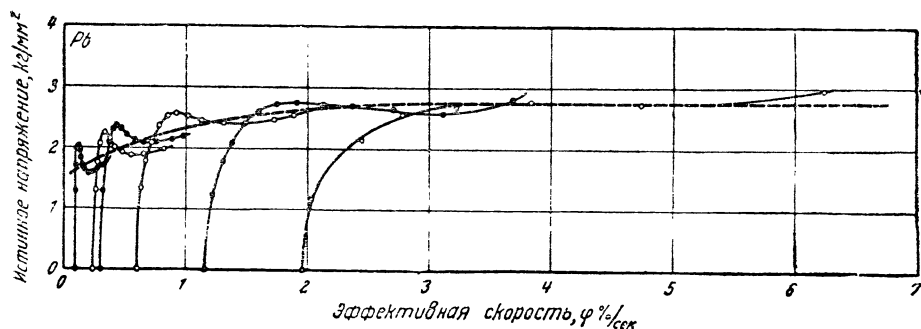
² Hennecke, H.: Ber. Werkstoffaussch. V. D. Eisenhüttenl. 1926 Nr. 94.

³ Pearson, C. E. u. J. A. Smythe: J. Inst. Met., Lond. v. 45 (1931 I) P. 345—381.

ханических испытаний. Только для легкоплавких металлов — олова¹ и свинца² известны испытания на растяжение и сжатие при комнатной температуре. Согласно фиг. 131 и 132, на которых по оси абсцисс отложена эффективная скорость истечения (т. е. скорость, отнесенная к соответствующим размерам, ср. § 78), влияние скорости испытания в этом случае вполне соответствует влиянию скорости, установленному для прессования прутков (фиг. 127 и след.).



Фиг. 131.



Фиг. 132.

Фиг. 131 и 132. Кривые осаживания олова и свинца при различных скоростях осаживания (под эффективной скоростью понимается скорость осаживания, отнесенная к соответствующим размерам).

Однако опыты с свинцом (фиг. 132) показывают, что нельзя говорить о какой-либо простой связи между скоростью и сопротивлением истечению. Правда, в случаях, приведенных на фиг. 131 и 132, при бо-

¹ Ludwik, P.: Physik. Z. Bd. 10 (1909) S. 411—417. Eisbein, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 67—96. Kuntze, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 97—127.

² Andrade, E. N. da: Physik. Z. Bd. 11 (1910) S. 708—715. Ludwik, P.: Int. Z. Metallogr. Bd. 8 (1916) S. 53—64. Norbury, A. L.: Trans. Faraday Soc. v. 19 (1923) P. 140—148; Met. Ind., Lond. v. 22 (1923) P. 504—506. Siebel, E. u. A. Pomp: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 10 (1929) S. 63—69. Eisbein, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 67—96.

лее сильных деформациях устанавливается приблизительно постоянное сопротивление истечению, зависящее только от скорости истечения. Однако, если деформирование производится в области температур, при которых в процессе медленного деформирования может происходить рекристаллизация, то мы приходим к случаю, описанному более подробно в § 56, при котором попеременно имеют место упрочнение и разупрочнение. Так на фиг. 132 видно, как при медленном деформировании вначале наступает упрочнение, которое затем довольно быстро спадает, чтобы постепенно закончиться неизменным сопротивлением истечению, обусловленным попеременным упрочнением и разупрочнением. (Изгиб концов кривых обуславливается трением на опорных поверхностях.)

§ 66. Деформирование легкоплавких металлов

Легкоплавкие металлы: свинец, олово и кадмий, претерпевают разупрочнение и рекристаллизацию при столь низких температурах, что уже при комнатной температуре они находятся в области горячего деформирования.

Для исследования структуры это явление неудобно в том отношении, что поверхностный слой при шлифовке и полировке претерпевает рекристаллизацию и должен удаляться травлением или многократной полировкой для выявления действительной структуры металла. Макроструктура этих и других легкоплавких металлов хорошо обнаруживается при помощи особого прибора-микротомы; при этом стружка с поверхности удаляется острым резцом. Во всех прочих отношениях эти металлы ведут себя точно так же, как и тугоплавкие металлы при более высоких температурах. Так как они весьма основательно изучались за последнее время, мы в состоянии составить себе довольно ясное представление о сложных процессах, протекающих при горячем деформировании.

При температурах, лежащих значительно ниже точки замерзания воды, все эти материалы сохраняют упрочнение неограниченно долгое время¹. Характерным для них является прежде всего то обстоятельство, что при обычных процессах деформирования при комнатной температуре они получают известное упрочнение, которое снимается только при более сильных деформациях или при вылеживании, а при наличии определенных примесей только при повышенных температурах. Явление это особенно хорошо иллюстрируется на примере кадмия, упрочняющегося весьма сильно благодаря гексагональной решетке с низкой симметрией. Прокатка кадмия сильно затруднена вначале вследствие возрастающего упрочнения, которое затем внезапно снижается и прокатка идет совершенно легко².

В отношении свинца обычно считают, что при комнатной температуре он находится в вполне разупрочненном и рекристаллизованном состоянии³. Однако исследования Уотерхауза и Уиллоуса⁴ показали,

¹ Molnar, A.: Rev. Metallurg. v. 27 (1930) P. 522—534.

² Jenkins, C. H. M.: J. Inst. Met., Lond. v. 45 (1931 I) P. 307—343.

³ Norbury, A. L.: Trans. Faraday Soc. v. 19 (1923) P. 140—148; Met. Ind., Lond. v. 22 (1923) P. 504—506. Loofs-Rassow, E.: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 161—165. Hargreaves, F.: J. Inst. Met., Lond. v. 39 (1928 I) P. 301—321.

⁴ Waterhouse, H. a. R. Willows: J. Inst. Met., Lond. v. 46 (1931 II) P. 139—168.

что это не подтверждается. Прокатка может вызывать определенное упрочнение свинца, в особенности, если степень обкатки при этом не была велика; по истечении некоторого времени упрочнение снимается. Легированный свинец, особенно с добавками кадмия и сурьмы, упрочняется значительно устойчивее; приобретенная им твердость спадает только по прошествии нескольких дней. Свинец с содержанием 0,05—0,06% теллура сохраняет упрочнение неограниченно долгое время даже при комнатной температуре¹. С другой стороны высокая твердость некоторых свинцовых сплавов в литом или горячедеформированном состоянии, приобретаемая благодаря процессам старения, снимается при холодном деформировании и последующем вылеживании². Так как большинство примесей растворяется в свинце в большом количестве только при повышенных температурах, не следует ожидать значительного повышения его механических свойств в обработанном состоянии (листах, трубах, кабельных оболочках) по сравнению с свойствами, достигаемыми при наличии малого количества добавок.

Сплавы, применяемые для кабельных оболочек (ср. § 99), содержат в качестве упрочняющего компонента до 3% олова, благодаря чему сопротивление прессованию их при 200° увеличивается приблизительно в 2½ раза³. Еще большее упрочнение вызывает 1% сурьмы, а при 0,06% меди сопротивление увеличивается вдвое по сравнению с чистым свинцом. Напротив, влияние висмута, часто содержащегося в свинце в виде примеси, в этом отношении незначительно. Упрочняющие добавки также значительно повышают сопротивление усталости⁴. Напротив, влияние примесей на сопротивление ползучести (крип) свинца по видимому незначительно⁵.

Таллий, очевидно, должен себя вести так же, как и свинец⁶. Подобным же образом ведет себя олово. Правда, упрочнение чистого олова несколько устойчивее, чем свинца; рекристаллизация может быть прослежена при комнатной температуре⁷.

Результаты, установленные для кадмия, менее ясны⁸. Кадмий при прокатке, так же как и другие литейные металлы, не сохраняет

¹ Singleton, W. u. B. Jones: J. Inst. Met., Lond. v. 51 (1933 I) P. 71—92.

² Waterhouse, H. u. R. Willows: a. a. O.

³ Zickrick, L.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1932 P. 345—362.

⁴ Archbutt, L.: Trans. Faraday Soc. v. 17 (1921) P. 22—35. Townsend, S. R.: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. v. 27 II (1927) P. 153—166. Beckinsale, S. u. H. Waterhouse: J. Inst. Met., Lond. v. 39 (1928 I) 375—406. Townsend, J. R.: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. v. 30 II (1930) P. 395—405. Singleton, W. a. B. Jones: J. Inst. Met., Lond. v. 51 (1933 I) P. 71—92.

⁵ Moore, H. F. a. N. J. Alleman: Univ. Illinois Bull. Engng. Exp. Stat. 1932 Nr. 243.

⁶ Nicolardot, P.: C. R. Acad. Sci., Paris v. 168 (1919) P. 558—560. Masling, G.: Z. Metallkde. Bd. 12 (1920) S. 457—498. Polanyi, M. u. E. Schmitt: Z. Physik Bd. 32 (1925) S. 684—712. Hargreaves, F.: J. Inst. Met., Lond. v. 38 (1927 II) P. 315—339, v. 39 (1928 I) P. 301—321. Arkel, A. E. van u. J. J. A. P. van Amstel: Z. Physik Bd. 51 (1928) S. 534—544, Bd. 62 (1930) S. 46—48.

⁷ Czochozalski, J.: Int. Z. Metallogr. Bd. 8 (1916) S. 1—46; Met. u. Erz Bd. 13 (1916) S. 381—393. Nicolardot, P.: C. R. Acad. Sci. Paris v. 168 (1919) P. 558—560.

⁸ Rose, T. K.: J. Inst. Met., Lond. v. 8 (1912 II) P. 86—125. Nicolardot, P.: C. R. Acad. Sci., Paris, v. 168 (1919) P. 558—560. Greenwood, J. N.: Trans. Faraday Soc. v. 17 (1921) P. 681—687. Cook, M.: Trans. Faraday Soc. v. 19 (1923) P. 43—48; J. Inst. Met., Lond. v. 29 (1923 I) P. 119—137. Hargreaves, F.: J. Inst. Met., Lond. v. 38 (1927 II) P. 315—326; J. Inst. Met., Lond. v. 39 (1928 I) P. 301—321. Jenkins, C. H. M.: J. Inst. Met., Lond. v. 34 (1925 II) P. 103—110, v. 35 (1926 II) P. 62—97, v. 45 (1931 I) P. 307—343.

свое упрочнение, а разупрочняется и рекристаллизуется при прокатке или вылеживании. Спустя несколько лет такой материал может стать даже грубозернистым. Однако, если температура при прокатке искусственно снижается путем охлаждения, то кадмий может упрочниться настолько, что затрудняет прокатку¹. Это упрочнение и вероятно также малая пластичность кадмия объясняются его гексагональной решеткой, позволяющей прессовать его только начиная с температуры 100°².

В противоположность кадмию, висмут, который почему-то считают весьма хрупким, прессуется в прутки и гибкую проволоку при температурах лишь немного выше комнатной³. Проволока может изготавливаться таким путем даже из сурьмы и теллура⁴.

Ориентировка кристаллов при деформировании для свинца и олова до сих пор не установлена. Благодаря быстрой рекристаллизации для структуры этих металлов обычно неупорядоченное состояние. Напротив, листовый кадмий обнаруживает, как правило, текстуру рекристаллизации⁵ и сопровождающую ее анизотропию свойств (коэффициент термического расширения)⁶.

Правильное установление и характеристика механических свойств всех легкоплавких металлов⁷ представляют значительные трудности⁸. Весьма сильное влияние на свойства оказывает скорость испытания или, что в данном случае то же, длительность нагружения. Особенно характерно также то обстоятельство, что деформированный материал обнаруживает иногда столь сильную зависимость сопротивления деформации от скорости, что он может оказаться при длительно действующем нагружении значительно более мягким и менее прочным, чем отожженный материал, который в свою очередь оказывается более мягким и менее прочным при кратковременных испытаниях⁹. Опыты с цинком, от которого очевидно следует ожидать подобного же отношения к условиям испытания, доказывают, что для него это наблюдается лишь в том случае, если материал получил сильную холодную обработку, при которой он становится весьма способным к разупрочнению (ср. следующий параграф).

§ 67. Деформирование цинка

Цинк также отличается некоторыми особенностями при деформировании. В основном он ведет себя в этом отношении, как показали особенно исследования Чадвика¹⁰, так же, как свинец, олово и в осо-

¹ Jenkins, C. H. M.: J. Inst. Met., Lond. v. 45 (1931 I) P. 307—343.

² Pearson, C. E. a. J. A. Smythe: J. Inst. Met., Lond. v. 45 (1931 I) P. 345—381.

³ Thompson, J. G.: Met. & Alloys v. 1 (1930) P. 826—827. Pearson, C. E. u. J. A. Smythe: a. a. o.

⁴ Bridgman, P. W.: Physic. Rev. [2] v. 9 (1927) P. 138—141.

⁵ Preston, G. D.: J. Inst. Met., Lond. v. 45 (1931 II) P. 337—338. Schmid, E. u. G. Wassermann: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 735—736.

⁶ Masing, G.: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 425—427; Wiss. Veröff. Siemens-Konz. Bd. 7 (1929) S. 210—216.

⁷ Ср. также G. Tammann: Ann. Physik N. F. Bd. 157 (1902) S. 198—224. Werigin, N., J. Lewkojeff u. G. Tammann: Ann. Physik [4] Bd. 10 (1903) S. 647—657.

⁸ Haigh, B. P. a. B. Jones: J. Inst. Met., Lond. v. 5 (1933 I) P. 49—70.

⁹ Sachs, G.: Mitt. Mat.-Prüf.-Amt. Bd. 42 (1924) S. 52—53. Beckinsale, S. a. H. Waterhouse: J. Inst. Met., Lond. v. 39 (1928 I) P. 375—406. Jenkins, C. H. M.: J. Inst. Met., Lond. v. 45 (1931 I) P. 307—343.

¹⁰ Chadwick, R.: J. Inst. Met., Lond. v. 51 (1933 I) P. 93—122.

бенности кадмий, который обладает одинаковой с цинком структурой решетки. Этой структурой решетки цинка объясняется то, что он в поликристаллической форме обладает значительно большей прочностью, чем, скажем, свинец и олово, и при обычных методах испытания обнаруживает примерно такие же механические свойства, как значительно более тугоплавкие металлы алюминий и медь.

В соответствии с этим цинк в большом количестве, особенно в мировую войну, применялся в качестве заменителя этих металлов. Впрочем в настоящее время, на основании накопленного опыта, от применения цинка при более или менее высоких нагрузках отказываются. Кроме того, вследствие низкой температуры плавления цинку и в еще большей степени олову свойственны некоторые нежелательные особенности, например отказ при работе под длительно действующими нагрузками и склонность к рекристаллизации и сильному росту зерен при умеренном нагреве.

С другой стороны, недавние исследования показали, что упрочнение цинка все же заметно устойчивее, чем других легкоплавких металлов: это позволяет надеяться, что соответствующим образом легированный и обработанный цинк может оказаться пригодным для замены меди и алюминия.

Применение цинка сильно затрудняется еще и потому, что он становится весьма хрупким при температурах лишь немного ниже нуля¹. В литом, а также грубокристаллизованном состоянии цинк, за исключением сортов высокой чистоты, не поддается обработке уже при комнатной температуре. Правда, при постепенном понижении температуры прокатки структуру его удастся перевести в типичную волокнистую структуру (ср. § 57); в этом состоянии обработка при комнатной температуре оказывается возможной для всех технических сортов цинка.

Более сложная обработка цинка производится обычно при несколько повышенных температурах. Для прессования прутков эти температуры лежат между $120-140^{\circ}$ ²; рекомендуемые для прессования (выдавливания) труб и т. д. температуры лежат между 150 и 200° ³. В последнее время оказалось более выгодным изготовлять трубы путем выдавливания (Spritzen) в холодную. Для листовых работ достаточно хранения инструментов и заготовок при $20-25^{\circ}$ ⁴.

Разупрочнение и рекристаллизация цинка протекают при кратковременном нагреве лишь при температурах выше 50° ⁵. Очень чистый цинк рекристаллизуется уже при комнатной температуре после длительного вылеживания⁶. Разупрочнение торгового электролитического цинка

¹ Ludwik, P.: Stahl u. Eisen Bd. 43 (1923) S. 1427—1428. Masing, G. u. M. Polanyi: Z. Physik Bd. 28 (1924) S. 169—176. Sachs, G.: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 187—193. Goerens, P. u. R. Mailänder: Forschungsarb. VDI 1927 Heft 295 S. 18—34. Molnar, A.: Rev. Métallurg. v. 27 (1930) P. 522—534.

² Schulz, E. H. u. R. Fiedler: Forschungsarb. VDI Reihe M. 1 (1919) S. 27—29.

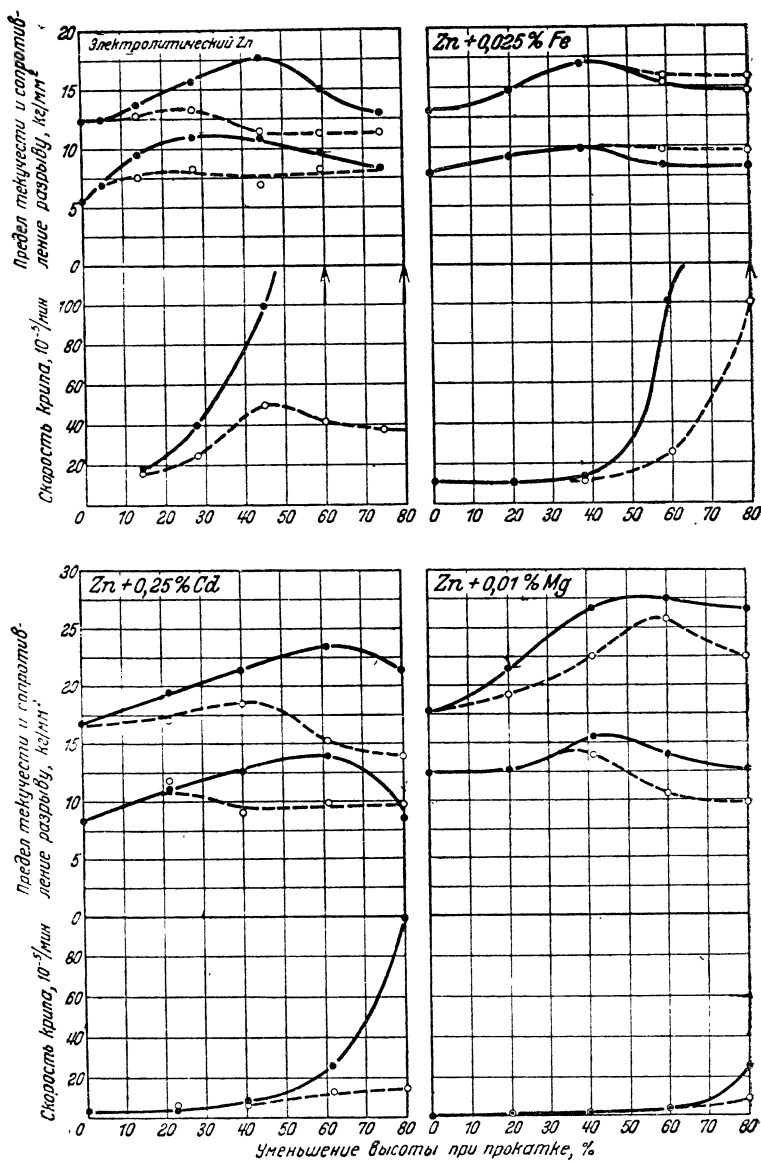
³ Crane, E. V.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1931 P. 284—316.

⁴ Trewin, C. S.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 P. 95—98.

⁵ Haines, W. B.; Proc. Roy. Soc., Lond. v. 85 [A] (1911). Rose, T. K.: J. Inst. Met., Lond. v. 8 (1912 II) P. 86—114. Mathewson, C. H., C. S. Trewin u. W. B. Finkeldey: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. v. 64 (1920) P. 305—377. Ingall, D. H.: J. Inst. Met., Lond. v. 26 (1921 II) P. 281—320. Sachs, G.: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 187—193.

⁶ Schrader: Metallwirtsch. Bd. 9 (1930) S. 282—285.

по опытам Матьюсона, Трюина и Финкельдея¹ и в особенности Чадвика² сильно зависит от чистоты материала и степени деформации. Слабо упрочненный цинк при комнатной температуре оказывается прак-



Фиг. 133—136. Влияние холодной прокатки на механические свойства и скорость крипа (при нагрузке 7 кг/мм^2) электролитического цинка с различными добавками (по Чадвику).

тически устойчивым, как показывают фиг. 133—136. Напротив, упрочнение после сильной деформации сохраняется только при содержании

¹ Mathewson, C. H., C. S. Trewin and W. B. Finkeldey: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. v. 64 (1920) P. 305—377.

² Chadwick, R.: J. Inst. Met., Lond. v. 51 (1933 I) P. 93—122.

в цинке магния (0,01%); железо (0,025%) не влияет на упрочнение в этом отношении, а кадмий (0,25%) даже ускоряет разупрочнение. Разупрочнение характеризуется тем (фиг. 133—136), что такой цинк сильно течет под нагрузками, близкими к пределу текучести. Это явление ползучести цинка сильно уменьшается при вылеживании.

В любом случае механические свойства цинга при комнатной температуре сильно зависят от скорости нагружения¹. Поэтому считают, что цинковые листы, идущие для кровельных целей, способны выдерживать нагрузку всего 3—4 кг/мм² от собственного веса вместо обычно определяемой прочности² 15—20 кг/мм². Цинк с 1% Cu и 0,01% Mg может выдерживать нагрузку примерно вдвое большую³; подобным же образом действуют другие добавки⁴.

При прокатке цинка большинство примесей оказываются вредными⁵. В то время как электролитический цинк прокатывается практически при всех температурах, загрязненный свинцом и кадмием рафинированный цинк может обрабатываться лишь ниже 200°, так как он содержит легкоплавкие эвтектики. При более низких температурах прокатки содержание свинца до 1% не сказывается. Напротив, при наличии уже 0,1% кадмия, а также 0,01% железа обработка цинка затрудняется⁶. Температура разупрочнения цинка при кратковременном нагреве незначительно смещается в присутствии примесей⁷. При более высоких температурах цинк сильно склонен к образованию грубых кристаллов, с чем связано значительное падение прочности⁸. При наличии примесей значительно изменяется также и это явление⁹. Дополнительно в согласии с общими законами грубой кристаллизации (ср. § 44).

Определенное значение для свойств листового цинка имеет также более или менее резко выраженная структура проката¹⁰. В листах, прокатываемых в пакетах, листовно в одном направлении, кристаллы ориентируются определенным образом по всей толщине. Напротив, в листах

¹ Bauschinger, K.: Mitt. mech.-techn. Labor. München 1887 Heft 20. Martens, M.: Mitt. K. techn. Vers.-Anst. Berlin 1889 Erg.-Heft 4. Mathewson, C. H., C. S. Trewin a. W. B. Finkeldey: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. v. 64 (1920) P. 305—377. Sachs, G.: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 187—193. Peirce, W. M. a. E. A. Anderson: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Inst. Met. Div. 1929 P. 560—572. Anderson, E. A.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 P. 481—489. Burkhardt, A. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 12 (1933) S. 325—329, 339—343.

² Peirce, W. M. u. E. A. Anderson: a. a. O.

³ Anderson, E. A.: a. a. O.

⁴ Burkhardt, A. u. G. Sachs: a. a. O.

⁵ Bauer, O. u. P. Zunker: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 289—292, 303—306. Burkhardt, A. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 12 (1933) S. 325—329, 339—343.

⁶ Hermann, W.: Chem.-Ztg. Bd. 57 (1933) S. 958—959.

⁷ Burkhardt, A. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 12 (1933) S. 325—329, 339—343.

⁸ Timoféef, G.: C. R. Acad. Sci., Paris, v. 155 (1912) P. 430; Rev. Metallurg. v. 11 (1914) P. 127—132. Fraenkel, W.: Z. Elektrochem. Bd. 23 (1917) S. 302—304. Bingham, K. E.: J. Inst. Met., Lond. v. 24 (1920 II) P. 333—353. Schulz, E. H. u. O. Zeller: Forschungsarb. VDI Sonderreihe MI (1919) S. 32—38. Ingall, D. H.: J. Inst. Met., Lond. v. 26 (1921 II) P. 281—320. Sachs, G.: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 187—193.

⁹ Burkhardt, A. u. G. Sachs: a. a. O.

¹⁰ Davey, W. P., C. C. Nitchie a. M. L. Fuller: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 P. 557—565. Schmid, E. u. G. Wassermann: Metallwirtsch. Bd. 9 (1930) S. 698—702. Edmunds, G. a. M. L. Fuller: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met., Div. 1932 P. 175—189. Caglioti, V. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 1—4. Valouch, M. A.: Metallwirtsch. Bd. 11. (1932) S. 165—166.

и лентах, прокатываемых индивидуально, поверхность обладает иной, более или менее резко выраженной текстурой, чем внутренние слои¹. По Эдмундсу и Фуллеру от текстуры зависит также способность листа к изгибу, причем эта зависимость выражена значительно резче в поверхностных слоях. В рекристаллизованном листе текстура проката не сколько изменяется, но остается довольно резко выраженной.

С текстурой связаны некоторые явления, затрудняющие листовые работы, например, образующиеся фестоны при глубокой вытяжке² и различная способность к изгибу полос, вырезанных из листа в разных направлениях³. Зависимость механических свойств от направления регулярно устанавливается при прокатке цинковых листов или лент в одном направлении⁴. Путем попеременной прокатки вдоль и поперек при соответствующих обжатиях это явление анизотропии удается устранить⁵. Такой материал при испытании на глубокую вытяжку дает почти ровный кошачок.

Текстура установлена также в цинковой проволоке⁶.

Перечисленные выше явления, наблюдаемые на цинке, в особенности при наличии в нем загрязнений, привели к тому, что цинку (также кадмию) были приписаны несколько модификаций. Однако исследования последнего времени с чистым цинком не подтверждают существования второй модификации⁷.

§ 68. Плакировка

Уже давно известно, что некоторые металлы хорошо удается сваривать путем ковки. Таким образом, например, изготавливается сварочное железо. Некоторые металлы, например золото, свинец, могут свариваться под давлением даже при комнатной температуре при достаточной чистоте соединяемых поверхностей. Широкое практическое применение указанный способ находит при изготовлении свинцовых кабельных оболочек; при прессовании два свинцовых прутка обвиваются вокруг кабеля и свариваются в матрице в одну трубу (ср. § 99)⁸.

Соединение различных металлов достигалось ранее посредством пайки⁹. Плакированный золотом или серебром материал можно получить также следующим образом: между неблагородным и благородным металлами вводится тонкий промежуточный слой припоя в виде листа, а в случае необходимости еще и флюс, и весь пакет подвергается горячей обработке путем прокатки, ковки и т. д.

¹ Schmid, E. u. G. Wassermann: Metallwirtsch. Bd. 9 (1930) S. 698—702. Edmunds, G. a. M. L. Fuller: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1932 P. 175—189.

² Schrader: Metallwirtsch. Bd. 9 (1930) S. 282—285.

³ Crane, E. V.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1931, P. 284—316.

⁴ Martens, A.: Mitt. Mat.-Prüf.-Amt. Bd. 5 (1889) Erg.-Heft 4. Meyer, D.: Metallurgie Bd. 3 (1906) S. 53—59. Moore, H. F.: Univ. Illinois Bull. Engng. Exp. Stat. 1911 Nr. 52. Ingall, D. H.: J. Inst. Met., Lond. v. 26 (1921 II) P. 281—320. Sachs, G.: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 187—193. Schmid, E. u. G. Wassermann: Z. Metallkde. Bd. 23 (1931) S. 87—90.

⁵ Schrader: Metallwirtsch. Bd. 9 (1930) S. 282—285.

⁶ Schmid, E. u. G. Wassermann. Naturwiss. Bd. 17 (1929) S. 312—316.

⁷ Cp. A. Schulze: Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 194—197, 308—311.

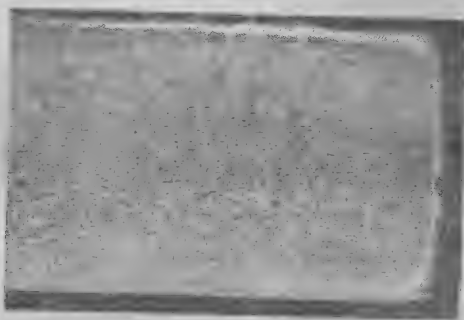
⁸ Bassett, W. H. a. C. J. Snyder: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Inst. Met. Div. 1933. P. 254—275.

⁹ Smith, E. A.: J. Inst. Met., Lond. v. 44 (1930 II) P. 175—205. Schrumm, J. F.: Met. Progr. v. 20 (1931) P. 77—80, 100.

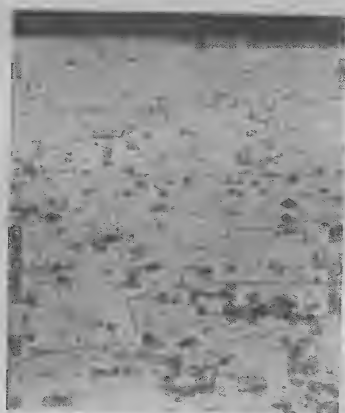
Этот способ является прообразом распространенного в настоящее время процесса, при котором оба металла свариваются между собой непосредственно путем горячего деформирования. Для этого необходимо лишь, чтобы соприкасающиеся друг с другом поверхности были тщательно очищены, а пакет защищен от окисления при нагреве путем соответствующих мероприятий (упаковка в асбест, сварка кромок, нагрев в нейтральной атмосфере). При горячем деформировании происходит диффузия, которая приводит к практически полному соединению.

Таким способом изготавливаются в настоящее время листы, плакированные с одной или с обеих сторон более благородным металлом. Плакировка возможна так же при ковке и прессовании (профили). На фиг. 137 показан плакированный алюминием профиль из алюминиевого сплава.

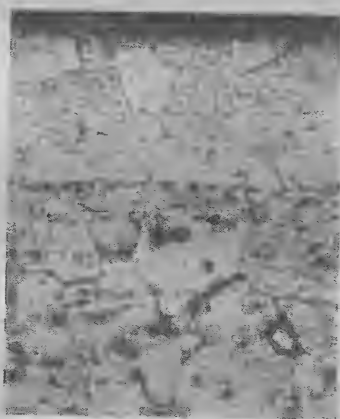
Так как толщина плакирующего слоя обычно составляет от 5 до 20% от толщины основного металла, то механические свойства плакированного металла приблизительно равны свойствам основного ме-



Фиг. 137. Часть углового плакированного профиля из алюминиевого сплава. Травление реактивом Виллеля (3 части глицерина, 2 части HF, 1 часть HNO_3) $\times 50$.



Фиг. 138. Плакированный чистым алюминием лист алюминиево-медного сплава. Травление реактивом Виллеля. $\times 175$.



Фиг. 139. Плакированный лист алюминиево-медного сплава, в котором медь из основного сплава продиффундировала в плакирующий слой. Травление реактивом Виллеля $\times 175$.

талла, поверхность же оказывается хорошо защищенной от внешних воздействий. Однако во избежание сквозной диффузии составляющих основного материала в плакирующий слой последний должен быть достаточно толстым, а температуры обработки и нагрева достаточно высокими. На фиг. 138 и 139 показан нормальный плакированный материал и материал с слоем плакировки, претерпевшим сквозную диффу-

нию. Сварка плакированного материала может часто осуществляться при помощи сварочного материала, близкого по свойствам к материалу поверхностного слоя. Естественно, что сварочный шов будет тогда обладать приблизительно теми же свойствами. Однако во многих случаях ссоединение металлов может производиться только путем пайки, клепки и т. д.

Наиболее известной областью применения плакированного материала является имитация под золотые и серебряные украшения. Плакированный с одной или с двух сторон золотой лист (*double'*, англ. — *rolled gold*) изготавливается путем прокатки первоначально в горячем, а затем в холодном состоянии литой или подкатанной пластины из латуни или другого сплава с 5—10% слоем золота достоинства 9—22 карат (24 карата = 100% золота, остальное серебро и медь)¹. Пластины должны быть гладкими и ровными во избежание образования пузырей, а по краям должны быть защищены от окисления борнокислотной пастой. Так как такой плакированный материал считается более высококачественным, чем электроплакированный (гальванизированный) или покрытый огневым способом, едва ли применяемым в настоящее время, то были разработаны специальные методы с целью отличать одни покрытия от других. Обычно для этого применяют травление основного металла, которое обнажает с нижней стороны механически нанесенного плакирующего слоя диффузионную зону². Структура такого слоя также отлична от структуры электролитически нанесенного покрытия. Однако при отжиге гальванизированного материала, применяемого для улучшения сцепления, указанные различия частично утрачиваются. При помощи рентгеновых лучей нанесенный механически слой можно отличить лишь в том случае, если отжиг материала не был слишком сильным и сохранилась характерная для золота текстура прокатки³ (ср. § 22).

Большое значение имеет плакировка для сплавов алюминия. Так как высококачественные алюминиевые сплавы обнаруживают сравнительно плохую устойчивость против коррозии вследствие содержания в них меди, их плакируют 5—10%-ным слоем чистого алюминия (альбондур, аллауталь)⁴, также очень чистого алюминия (алклед)⁵, или несодержащими меди улучшаемыми сплавами (дуралплат)⁶. На фиг. 137 и 138 показаны шлифы плакированного материала.

Плакировка может быть произведена путем отливки дуралюмина в форму с вложенными в нее двумя алюминиевыми листами. Однако этот способ имеет тот недостаток, что при нем трудно избежать местных перегревов, а следовательно, загрязнения алюминиевого слоя.

Все большее распространение находит также плакированное железо. Слой толщиной 2,5—10% может быть чистым никелем, купро-ником (15,20 или 25% Ni) медью, томпаком, или латунью⁷. В последнее время для замены чистого никеля усиленно рекомендуются листы,

¹ Smith, E. A.: J. Inst. Met., Lond., v. 44 (1930 II) P. 175—205.

² Smith, E. A.: a. a. O.

³ Dehlinger, U. u. R. Glocker: Z. Metallkde. Bd. 21 (1929) S. 325—326.

⁴ Druckschrift Ver. Leichtmet.-Werke Bonn.

⁵ Dix, E. H.: U. S. Nat. Advis. Com. Aeron. 1927 Nr. 259; Cp. J. Inst. Met., Lond. v. 49 (1932 II) v. 145—148. Knerr, H. C.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1931 P. 487—493.

⁶ Meiszner, K. L.; J. Inst. Met., Lond. v. 49 (1932 II) P. 135—151. Schraivogel, K. u. E. K. O. Schmidt: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 57—62.

⁷ Hohorst, G.: Werkstoffhandbuch Nichteisenmetalle, Blatt M. 12.

плакированные с одной или с двух сторон слоем чистого никеля толщиной 10—20%¹. Сварка таких листов осуществляется чистым никелем². Для плакировки стали может применяться нержавеющая сталь³. В последнее время стали изготавливать также плакированные алюминием железо (ферран) и цинк (цинкан); для изготовления элементов предлагается также плакированный свинцом цинк.

Подобным же образом может изготавливаться биметалл, состоящий из приблизительно равных по толщине двух слоев сплавов с весьма различными коэффициентами расширения⁴. Одним из них обычно является инвар или другой железоникелевый сплав с малым термическим расширением, вторым — никелевая сталь другого состава, или также литая сталь, купроникель, латунь и т. д. Биметаллические пластинки при нагреве претерпевают искривление. Это используется в приборах, вызывающих температуру или же в терморегуляторах.

Другим биметаллом, состоящим из меди и стали и выпускаемым в виде пластин или прутков, является медная панцирная сталь. Соединение осуществляется путем литья особым способом без доступа воздуха. Такая сталь применяется часто как заменитель меди или бронзы⁵.

ОСНОВЫ МЕХАНИКИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ⁶

§ 69. Аналитическое выражение процессов истечения в металлах

Полное понимание чрезвычайно сложных явлений, протекающих при пластическом деформировании металлов, будет возможно лишь тогда, когда мы будем в состоянии более или менее правильно предсказывать процессы, устанавливающиеся при определенных условиях. От этого идеального состояния мы еще очень далеки в настоящее время. Можно даже с определенной уверенностью предсказать, что оно никогда и не будет достигнуто, поскольку даже при точном знании всех зависимостей применение его в каждом конкретном случае повлечет за собой практически непреодолимую мыслительную и счетную работу.

Все же исследования последних десятилетий внесли определенную ясность в эти вопросы и указали нам границы, внутри которых систематическое изучение явлений обещает стать полезным для практики, а в отдельных случаях уже принесло пользу.

Связанные с кристаллическим строением металлов процессы, значительной части которых посвящена эта книга, безусловно трудны

¹ Humpton, W. G., P. F. Huston a. R. J. McKay: *Min. & Metallurgy* v. 12 (1931) P. 90—93. Huston, J. S.: *Met. & Alloys* v. 2 (1931) P. 209—213. Hill, E. G.: *Chem. metallurg. Engng.* v. 39 (1932) P. 268; ср. также E. P. Huston: *Techn. Inf. Bull. Int. Ni. Co. T. 4; Mond Ni. Co., Ber. W. 6.*

² Schoener, J. G. a. F. G. Flocke; *Iron Age* 1932 P. 583—584.

³ *Iron-Age* v. 128 (1931) P. 503—504.

⁴ Rohm, W.: *Z. Metallkde.* Bd. 21 (1929) S. 259—264; *Metallurgia* v. 5 (1930) P. 17—19, 59—61. Scott, H.: *Met. Progr.* v. 21 (1932) P. 29—33.

⁵ Kyser, H.: *Die elektrische Kraftübertragung*, Bd. 2, 2. Aufl., S. 199. Berlin 1921. Rziha, E. v. a. J. Seidener: *Starkstromtechnik*, Bd. 1, 6. Aufl., S. 723. Berlin 1922.

⁶ §§ 70—79 предназначены для тех читателей, которые хотят получить более точное представление о физико-механических связях при пластическом деформировании и их отношении к практически существующим явлениям. Они могут быть опущены без ущерба для понимания всего остального материала.

в этом отношении для обобщений. Только в немногих случаях оказывается возможным отыскать общие закономерности для всех веществ. В большинстве случаев по причине характерных особенностей интересующего нас материала применимость этих закономерностей весьма ограничена. Поэтому общий научный подход к рассмотрению значительной части практически важных явлений не является возможным.

Другая группа явлений, напротив, настолько широко охвачена систематическими исследованиями, что не лишена основания возможность разработки обобщающих выводов, обещающих принести огромную пользу для практики. Сюда относится связь между деформациями и напряжениями в деформируемом теле, в особенности поскольку она определяет необходимые усилия и работу деформирования. Однако и в этой области, несмотря на многообещающие формулы Прандтля и др.¹ мы еще очень далеки от математически точного расчета процессов. При попытках сделать это, формальные математические трудности оказывались настолько значительными, что даже при упрощениях, которые уже сами по себе являлись отступлением от теоретических предпосылок, не удалось достигнуть сколь-нибудь ощутимых результатов.

С другой стороны, следуя основному ходу рассуждений Людвика², оказалось весьма плодотворным характеризовать пластическое поведение материала кривыми и, основываясь на этих данных, при помощи простейших расчетов создать примитивную механику пластической деформации. При таком рассмотрении совершенно не принимают во внимание кристаллическое строение металлов, а пользуются только замещающими из механики понятиями о гомогенных, изотропных (однородных, аморфных) телах. Во всех тех случаях, когда при таком построении обнаруживаются пробелы, они должны быть и могут быть заполнены систематически проводимыми опытами. Таким путем удалось рассмотреть напряженное состояние при различных процессах деформирования³. Однако подобное же рассмотрение деформаций обнаруживает еще очень большие пробелы. В дальнейшем, вероятно, окажется необходимым учитывать также основные явления, связанные с кристаллической структурой металлов, как, например, зависимость свойств от направления и т. д.

§ 70. Теоретическая работа деформирования

В механике пластической деформации явления разлагаются на три части, учитываемые простейшим образом, если рассматривают интегральные величины, скажем, необходимое усилие или работу. Под этим мы понимаем те величины силы и работы, которые должны подводиться извне.

При этом необходимо прежде всего провести строгое различие между величинами машинного оборудования и между величинами са-

¹ Prandtl, L.: Z. angew. Math. Mech. Bd. 1 (1921) S. 15—20, Bd. 3 (1923) S. 401—406. Hencky, H.: Z. angew. Math. Mech. Bd. 3 (1923) S. 241—251, Bd. 4 (1924) S. 323—334. Nadai, A.: Der bildsame Zustand der Werkstoffe. Berlin 1927.

² Ludwik, P.: Elemente der technologischen Mechanik. Berlin 1909; Z. öst. Ing.- u. Arch.-Ver. Bd. 67 (1915) S. 597—602. Ludwik, P. u. R. Scheu: Stahl u. Eisen. Bd. 45 (1925) S. 373—381. Sachs, G.: Grundbegriffe der mechanischen Technologie der Metalle, S. 54. Leipzig 1925.

³ Cp. G. Sachs: Spanlose Formung. Berlin 1931. Siebel, E.: Die Formgebung im bildsamem Zustande. Düsseldorf 1932.

мого процесса деформирования, которые меньше первых на сумму рабочих потерь в машине.

Эти потребная сила и работа при процессе деформирования состоятся из одной части, которая подводится для преодоления сопротивления деформации или сопротивления течению (внутреннему трению), и другой части, которая необходима для преодоления внешних сил трения. Действительное разложение общей работы на работу деформирования и работу трения не является само по себе возможным. Однако обычно за работу деформирования принимают ту работу, которая затрачивалась бы в гипотетическом случае при отсутствии трения.

Работа деформирования в простейших случаях легко поддается расчету. Если мы рассмотрим прямоугольный стержень с первоначальными размерами a_0, b_0, c_0 ($b_0 \cdot c_0 = f_0$) и размерами после деформирования a, b, c ($b \cdot c = f$), растянутый под действием растягивающего усилия Z на длину da при сопротивлении течению k , то работа, необходимая для этого, выразится формулой

$$dA_v = kf \cdot da \quad (1)$$

Объем пластичного тела может при этом с большим приближением рассматриваться постоянным:

$$a \cdot f = a_0 \cdot f_0 = V \quad (2)$$

При дифференцировании имеем

$$\left. \begin{aligned} da \cdot f + df \cdot a &= 0 \\ \frac{da}{a} &= -\frac{df}{f} \end{aligned} \right\} \quad (2a)$$

Следовательно,

$$dA_v = -k(f \cdot a) \cdot \frac{df}{f}$$

или

$$dA_v = k(f \cdot a) \cdot \frac{da}{a} = -k \cdot V \cdot \frac{df}{f}$$

или

$$dA_v = k \cdot V \cdot \frac{da}{a}.$$

Работа деформирования при растяжении от a_0 до a_1 получается равной:

$$\left. \begin{aligned} A_v &= -V \int_{f_0}^{f_1} k \cdot \frac{df}{f} = V \int_{f_1}^{f_0} k \cdot \frac{df}{f}, \\ A_v &= V \int_{a_0}^{a_1} k \cdot \frac{da}{a}. \end{aligned} \right\} \quad (3)$$

Это выражение представляет, следовательно, работу деформирования для некоторого объема V при растяжении. Ту же формулу мы получим и в том случае, если допустим существование поперечного усилия P в направлении b , но b примем неизменным, как, скажем, при прокатке, так как сила P в этом случае не производит никакой работы. Уже отсюда мы видим, что это выражение имеет большое значение для случая растяжения.

В случае тел больших размеров следует рассматривать независимо каждый элемент тела. Тогда общее потребное усилие деформирования получается при суммировании отдельных значений (строго говоря, при интегрировании по объему). При этом возникает еще одно осложнение, а именно, что сопротивление течению будет, вообще говоря, изменяться при этом по определенному закону.

Расчет многих случаев показал, однако, что для целого ряда процессов деформирования допустимо считать за сопротивление течению некоторое среднее значение k_m , принимая при этом также больший, чем только однородный деформированный объем. Тогда для работы деформирования получаем формулу:

$$A_V = V \cdot k_m \cdot \ln \frac{f_0}{f_1} \quad \text{или} \quad A_V = V \cdot k_m \cdot \ln \frac{a_1}{a_0}. \quad (4)$$

Это уравнение было первоначально разработано для процессов прокатки¹. Позднее было установлено, что его можно принять в основу расчета также других процессов деформирования²: растяжения, осаждения и т. д. Оно легко выводится для различных процессов, как указано выше, на некоторых особенно простых примерах, если сделать еще некоторые допущения относительно сопротивления течению k_m (ср. § 75).

Доказательство этому мы приведем при рассмотрении таких процессов деформирования, как волочение проволоки и глубокая вытяжка, где для потребного усилия получается та же формула, если пренебрегают трением, учитываемым в более точных расчетах. Насколько общее такое уравнение, пока не ясно. При более сложных процессах, например при волочении труб, при подобном определении работы деформирования возникает ряд трудностей. Тем не менее, выражение A_V обычно принимают в настоящее время как исходный пункт для дальнейших рассуждений.

§ 71. Действительные деформации при обработке

Теоретическая работа деформирования A_V была выведена нами для идеального соотношения деформаций и напряжений. В действительности же в большинстве случаев течение материала значительно сложнее, чем это представляется при внешнем рассмотрении. Так, можно было бы принять, что при протяжке и прессовании прутков любой поперечный слой цилиндрического тела (см. фиг. 140) переходит, как и при растяжении, в более толстый слой меньшего диаметра. Внешнее изменение формы тела при всех трех процессах одинаково. В действительности же, как показано схематически на фиг. 140, изменения формы отдельных элементов тела оказываются значительно более сложными.

Процесс деформации тела можно проследить очень точно, если объект исследования изготовить из двух полуцилиндров с нанесенной на осевой плоскости сеткой. Необходимо озаботиться, окрашивая или помещая соотвествующие вставки, чтобы сетка сохранилась в процессе деформирования (ср. фиг. 188—191). Так как одна половина такого тела выглядит в точности так же, как другая, и точно так же нагружается при испытании, то осевая плоскость на основании симметрии не должна претерпевать никаких напряжений сдвига, а возможны лишь растягивающие и сжимающие напряжения. При большинстве процессов

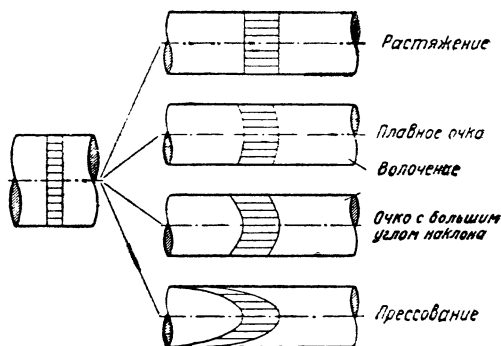
¹ Fink, K.: Berg.-, Hütt.- u. Sal.-Wes. 1874 S. 200.

² Siebel, E.: Ber. Walzwerkaussch. V. D. Eisenhüttenl. 1922 Nr. 28; Stahl u. Eisen Bd. 43 (1923) S. 1295—1298. Die Formgebung im bildsamen Zustande. Düsseldorf 1932.

деформации она претерпевает только сжатие; на этом основании разделение тела на две как бы независимых половины не вносит никаких нарушений в процесс деформации. Подобные опыты дают поэтому ясное представление о деформациях тела не только при протяжке прутков, холодном прессовании и прокатке небольших образцов¹, но также и при прессовании латуни и меди² на производственных прессах.

Приблизительное представление о деформациях в теле можно получить также, вкладывая в тело болты³, применяя слоистое тело⁴, нанося знаки на поверхность⁵ и т. д. Но все эти способы или дают очень неполное представление о происходящих процессах или в значительной степени нарушают течение материала. К тому же они обычно не менее сложны, чем описанный выше способ нанесения сетки. Только этот последний способ, как показал Зибель, дает точное количественное суждение о течении материала⁶. Как показывает фиг. 140, деформация отдельных элементов тела, например при протяжке или прессовании прутков, различна, в зависимости от их положения в теле. По оси тела деформация на основании симметрии должна быть той же, как и при растяжении, т. е. куб должен деформироваться в прямоугольный параллелепипед. Чем далее элемент тела отстоит от оси, тем в большей степени форма его после деформации отступает от формы прямоугольного параллелепипеда. Результирующая деформация может быть представлена как наложение растяжения и сдвига.

Решающим для потребной силы и работы фактором является, как будет показано в § 77, максимальное растяжение (или максимальное сжатие), которое претерпевает какое-либо измерение элемента тела. Это



Фиг. 140. Деформация сечения при различных процессах деформирования при одинаковом внешнем изменении формы.

¹ Weisz, L.: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 229—232. Eisbein, W. u. G. Sachs Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 67—96. Siebel, E. u. H. Hühne: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforschg. Düsseld. Bd. 13 (1931) S. 43—62. Siebel, E.: Die Formgebung im bildsamen Zustande. Düsseldorf 1932. Taylor, G. J. a. H. Quinney: J. Inst. Met., Lond. v. 49 (1932 II) P. 187—202.

² Eisbein, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 67—96. Eisbein, W.: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 79—84.

³ Hollenberg, A.: Stahl u. Eisen Bd. 3 (1883) S. 121—122. Ludwik, P.: Z. öst. Ing.- u. Arch.-Ver. Bd. 67 (1915) S. 597—602. Metz, N.: Rev. Métallurg. v. 16 (1919) P. 89—127, 157—174, v. 22 (1925) P. 1—20, 66—87; Stahl u. Eisen Bd. 46 (1926) S. 1577—1582; Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 1 (1927/28) S. 193—204. Sachs, G.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 189—195.

⁴ Tresca, H.: C. R. Acad. Sci., Paris v. 59 (1864 II) P. 754—758, v. 64 (1867 I) P. 809—812; Mem. Sav. Ac. v. 18 (1868) P. 733—799, v. 20 (1872) P. 75—122, 281—286. Kick, F. a. F. Pollak: Dinglers polytechn. J. Bd. 172 (1877) P. 465, v. 174 (1879) v. 257. Schmidt, W.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 378—384. Unckel, H.: Über die Fließbewegung im plastischen Material. Berlin 1928. Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 323—330.

⁵ Kick, F.: a. a. O. Metz, N. a. a. O. Sachs, G.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 189—195. Weisz, L.: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 302—303.

⁶ Siebel, E. u. H. Hühne: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforschg., Düsseld. Bd. 13 (1931) S. 43—62. Siebel, E.: Die Formgebung im bildsamen Zustande. Düsseldorf 1932.

можно обнаружить, измеряя деления сетки. При этом, как показали более подробные исследования, недостаточно рассмотреть лишь конечную форму элемента тела. Наоборот, эти изменения должны устанавливаться постепенно в процессе прохождения тела через очаг деформации. Установленные при этом элементарные максимальные растяжения дают в сумме значительно больший результат, чем определенные из конечного состояния. Это объясняется тем, что изменения формы в каждой элементарной стадии процесса могут быть очень различными. При прессовании отдельные элементы тела претерпевают даже частичное сжатие по продольной оси, прежде чем они затем удлинятся, чего нельзя усмотреть из конечного состояния. Но такое более сложное изменение формы требует естественно добавочной работы.

Спрашивается, для чего вообще необходимо определение теоретической работы деформирования A_t , если в действительности работа деформирования оказывается значительно большей. Исследования показали, однако, что теоретическая работа деформирования представляет практически важный предельный случай. Как можно видеть из фиг. 140. при волочении, например, через очень плавное очко действительное изменение формы получается почти тем же, как и при растяжении. Вместе с тем действительная работа деформирования получается очень близкой к теоретической.

Итак, теоретическая работа деформирования представляет предельный случай, к которому мы можем приближаться, выполняя соответствующим образом форму инструмента.

Не говоря уже о возможном уменьшении мощности, для практики весьма важно, что одновременно же выравнивается поток материала. Современная техника стремится все к большему и большему применению таких материалов, обработка которых прежде считалась невозможной. Для этого необходимо создать такие условия обработки, которые бы предъявляли возможно меньшие требования к способности материала деформироваться. Сюда относится также и соответствующее выполнение формы инструмента, способствующей максимальному выравниванию потока материала.

Что это обстоятельство действительно имеет большое практическое значение, показывают, например, опыты американцев, в соответствии с которыми волочильное очко для протяжки тонкой медной проволоки должно выбираться тем более плавным, чем выше содержание кислорода¹ (ср. фиг. 16).

§ 72. Действительная работа деформирования

Что касается величины действительной работы деформирования, то ее, строго говоря, следует определять в соответствии с изложенными в § 70 представлениями из действительных деформаций Δa или Δf и соответствующих значений сопротивления течению k для каждого элемента тела в каждой элементарной стадии процесса деформирования. Суммирование элементарных деформаций по всему объему дает действительную работу деформирования.

Подобная сложная работа до сих пор еще не производилась. Однако, с одной стороны, по способу, описанному в предыдущем параграфе, были определены точные деформации, с другой стороны, был точно ис-

¹ Remmers, W.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 193 P. 107—120.

исследован процесс упрочнения при протяжке проволоки¹ (ср. § 8). Из упрочнения же на основании разработанных в § 77 положений можно приблизительно вывести величину деформации. При указанных исследованиях оказалось достаточным пользоваться средними значениями деформаций и упрочнения по всему телу; получающиеся при этом результаты более или менее удовлетворительно совпадают с практическими данными. В этом можно убедиться при рассмотрении фиг. 141, которая действительно подтверждает довольно точное совпадение действительного усилия волочения (за вычетом сил трения) с теоретической кривой, выведенной из основного уравнения, в котором использовано найденное из опыта среднее значение сопротивления течению k и вытекающее отсюда среднее значение истинной деформации $q_{ис}$.

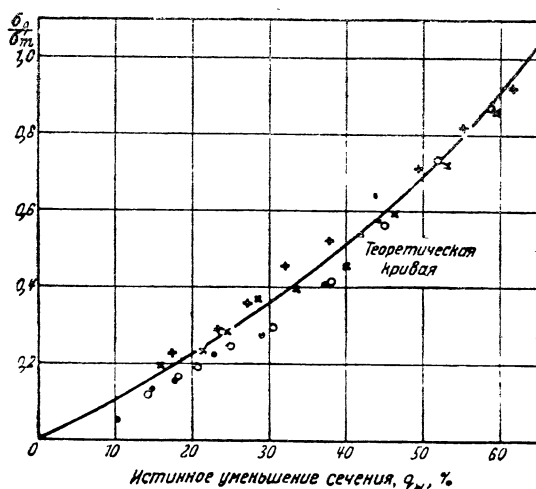
Более точно установленных данных по этому вопросу не имеется. Однако, различные более точные исследования отдельных процессов деформирования позволяют составить общее представление о соотношении действительной и теоретической работы деформирования. Так, установленная при подобных исследованиях действительная работа деформирования оказывается почти вдвое большей, чем теоретическая. При прокатке это различие между действительной и теоретической работой деформирования, вероятно, незначительно.

При протяжке прутков и проволоки оно может в зависимости от формы инструмента или почти исчезать (при волоке плавного профиля) или же возрасти в несколько раз при волоках с очень большим углом отверстия и малых обжатиях. При протяжке тонких труб различие между действительной и теоретической работой деформирования опять уменьшается, так же как при глубокой вытяжке. Наоборот, при давитьных процессах действительная работа деформирования превышает теоретическую работу на 50% и более.

Можно принять как общую закономерность, что работа деформирования будет тем больше, чем короче путь, по которому тело претерпевает изменение формы.

§ 73. Трение и смазка

Довольно значительная часть работы, затрачиваемой при процессе деформирования, идет на преодоление сил трения. Работа трения представляет особый интерес потому, что она очень сильно зависит от ряда произвольно действующих факторов: поверхностных свойств материала.

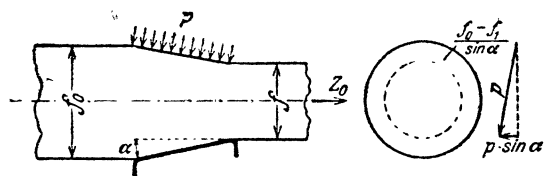


Фиг. 141. Теоретическая кривая и результаты опытов для волочения латунной проволоки без затраты усилия на преодоление трения.

¹ Linicus, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spannlose Formung) (1931) S. 38—67. Linicus, W.: Z. Metallkde. Bd. 23 (1931) S. 205—210.

его химического состава, поверхностных свойств и формы инструмента и смазки.

О влиянии различных факторов мы можем составить себе представление уже с помощью совершенно элементарных, но довольно хорошо



Фиг. 142. Соотношения сил при волочении без затраты усилия на преодоление трения.

и того же сечения f_1 . На поверхность проволоки действует перпендикулярно среднее напряжение сжатия p . При отсутствии трения оно является единственной противодействующей усилию волочения Z_0 силой. Равновесие сил в осевом направлении выразится при этом

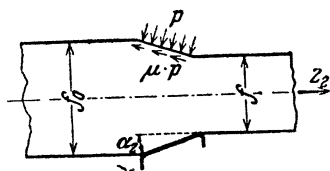
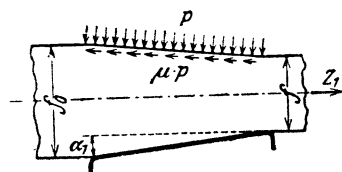
$$\left. \begin{aligned} Z_0 &= \sigma_0 \cdot f_1 = p \cdot \sin \alpha \cdot \frac{(f_0 - f_1)}{\sin \alpha} \\ Z_0 &= p (f_0 - f_1) \end{aligned} \right\} \quad (5)$$

так как площадь захвата очка равна $(f_0 - f_1) : \sin \alpha$. Таким образом при отсутствии трения усилие деформирования теоретически не зависит от формы очка, определяемой углом α .

При наличии сопротивления трению $\mu \cdot p$ расчет дает (фиг. 143 и 144)

$$\left. \begin{aligned} Z &= \sigma_Z \cdot f_1 = p (f_0 - f_1) + \mu \cdot p \cdot \cos \alpha \cdot \frac{(f_0 - f_1)}{\sin \alpha} \\ Z &= Z_0 + \mu \cdot \operatorname{ctg} \alpha \cdot p \cdot (f_0 - f_1) \end{aligned} \right\} \quad (6)$$

Часть усилия, компенсирующего трение, $\mu \cdot \operatorname{ctg} \alpha \cdot p$ оказывается тем большей, чем больше коэффициент трения μ . Но она также тем больше, чем меньше α . Следовательно, при малом угле очка α_1 необходимо преодолевать значительно большее сопротивление трению, чем при большем угле очка α_2 .



Фиг. 143 и 144. Влияние угла наклона очка на усилие, затрачиваемое на преодоление трения при волочении.

Это объясняется, в соответствии с фиг. 143 и 144, тем, что в первом случае материал соприкасается по значительно большей поверхности с волокой, чем во втором. Но в таком случае при определенном, необходимом для истечения материала давлении со стороны стенок p , сопротивление трению зависит только от величины этой площади захвата.

Отсюда следует общий вывод, что усилие, затрачиваемое на преодоление трения, будет тем больше, чем больше площадь захвата по отношению к сечению тела.

Так как, однако, работа деформации обнаруживает обратную зависимость (ср. § 72), то это еще не значит, что усилие деформиро-

вания будет весьма низким при весьма малой площади захвата. Правда, в некоторых случаях, например при прокатке, это, повидимому, имеет место. Поэтому при прокатке очень твердых материалов или же тонких листов, требующих большого усилия деформирования, применяют валки очень малых диаметров. Из-за малой прочности таких валков применяют опорные валки (четырех-, шестивалковые и роликовые станы), а для осуществления более сильных деформаций прилагают дополнительные растягивающие силы (станы Стегля, § 105). При протяжке проволоки усилие деформирования, напротив, достигает минимума при некотором, зависящем от деформируемого материала и материала инструмента, угле очка; применение еще больших углов не только не дает никакой выгоды в отношении усилия деформирования, но еще приводит к значительным неполадкам (ср. § 114).

Величины коэффициентов трения, действующие при технических процессах деформации, до сих пор известны лишь для немногих случаев. Как уже было отмечено, простое разложение затрачиваемой при деформировании работы на работу деформирования и работу трения не является возможным. Для получения надежных коэффициентов трения понадобилась разработка специальных методов испытания и новых методов аналитических расчетов. В соответствии с этим прежние указания относительности коэффициентов трения оказались совершенно ненадежными, тем более, что они значительно расходятся между собой.

Для прокатки мягкой углеродистой стали Зибель и Фангмейер вычислили из затраченной работы, что при $700-900^{\circ}$ коэффициент трения составляет 0,3—0,4, но несколько падает с повышением температуры, вероятно до 0,2—0,25 при 1200° ¹. Путем вращения очка при протяжке проволоки удалось установить коэффициенты трения для этого процесса². При применении сурепного масла в качестве смазки при протяжке отожженной латуни (Л63) через стальную волоку коэффициент трения установлен равным 0,1, через карбидвольфрамовую волоку 0,06, и для отожженной мягкой стали через карбидвольфрамовую волоку 0,04.

Приблизительно те же значения получили Помп и Кох при измерении затрачиваемого усилия при протяжке отожженной мягкой стали через волоку из другого сорта карбида вольфрама (вольфрамит, в литом состоянии) при смазке мылом, тогда как при применении в качестве смазки сурепного масла, волочильного масла, натронного и известкового сала они получили несколько более высокие значения (до 0,06%)³. С увеличивающимся упрочнением стали коэффициент трения при смазке мылом и сурепным маслом сильно уменьшается, в то время как при смазке натронным и известковым салом возрастает. При протяжке более твердой стали коэффициент трения для отожженного состояния получается лишь вдвое меньшим. Для процессов глубокой вытяжки удалось вывести из величин давления прижима и теоретических соображений следующие коэффициенты трения⁴: для меди со смазкой сурепным маслом 0,15, для различных латуней (Л85, Л72 и Л63) с той же смазкой — 0,08; 0,12 и 0,11, для листовой бронзы (Walzbronze 6) с той же

¹ Siebel, E. u. E. Fangmeier: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforschg., Düsseld. Bd. 12 (1930) S. 225—244.

² Linicus, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 38—67.

³ Pomp, A. u. A. Koch: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforschg., Düsseld. Bd. 13 (1931) S. 261—271.

⁴ Sachs, G.: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 11—38.

смазкой — 0,14 и для алюминия со смазкой салом — 0,10. Исследования прессования¹ прутков и процессов вдавливания² не дают определенных результатов в отношении величин трения при этих процессах.

Отношение теоретической работы деформирования к фактически затраченной работе можно принять в качестве коэффициента полезного действия данного процесса деформирования. Эта величина рассматривается технологами как весьма важная характеристика³. Низкий коэффициент полезного действия указывает, что на долю неравномерного деформирования и трения приходится значительная часть общей работы деформирования и поэтому имеется возможность при применении специальных мероприятий уменьшить расход энергии и выравнять поток материала.

Основания для выбора смазки при процессах скольжения⁴ (в подшипниках, поршнях и т. д.). Существуют многочисленные смазки, среди которых необходимо выбирать соответствующие данным условиям работы. Прежде всего следует различать жирные масла (сурепное масло, ворвань и т. д.) и минеральные.

Жирные масла склонны по своей природе изменять химический состав; они окисляются и осмоляются. Для многих изделий, если они к тому же претерпевают последующую обработку, это явление крайне нежелательно. Поэтому в последнее время все большее распространение находят минеральные масла, менее склонные к изменению химического состава. В зависимости от процесса деформации применяют масла от наиболее жидкотекучего шпиндельного масла до вязкого цилиндрического. Выбор смазки в каждом отдельном случае крайне затруднителен без знания данного рабочего процесса. Общее правило: чем больше толщина материала и чем выше температуры, развивающиеся при процессе деформации, тем более вязкое масло следует применять.

При тяжелых нагрузках выбирают также специальные масла (Vollblei), в которых путем особой электрической обработки вызывается полимеризация атомных групп. Эти масла характеризуются образованием толстой смазочной пленки и малой зависимостью их вязкости от температуры.

Для более легких листовых работ пригодны также эмульгированные масла. Такие масла при применении специальных добавок (в большинстве случаев речь идет о введении жидкого мыла в минеральные масла) образуют с водой эмульсии. Необходимо чтобы масло было эмульгировано в форме возможно тонких капель, так как это связано с устойчивостью эмульсий и их эффективностью. Обычно применяются 10—20%-ные эмульсии (10—20% масла и 90—80% воды).

При тяжелых нагрузках к воде следует примешивать большее количество масла. Рекомендуется постоянный контроль за состоянием эмульсий. Консистентные жиры, представляющие взвеси калиевого или натриевого мыла в минеральном масле, также часто применяются при грубой протяжке проволоки. Если от горячедеформированных или отожженных изделий требуется очень чистая поверхность, то применяют

¹ Eisbein, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsch. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 67—96.

² Kuntze, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsch. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 96—126.

³ Siebel, E.: Die Formgebung im bildsamen Zustande. Düsseldorf 1932.

⁴ Сведения о смазке заимствованы у д-ра-инж. К. Krekeler: Öl im Betrieb. Berlin 1932; Schweiz. Verb. Mat.-Prüf.-Ber. Nr. 24 (1932) S. 19—22.

масла, дающие небольшой осадок. Это в первую очередь рафинированные по так называемому способу Эделену (Edeleanu) сернистой кислотой SO_2 масла. Смазочные вещества часто служат одновременно же охлаждающими жидкостями.

Нанесение смазки производится тщательно в целях правильного распределения ее при экономичном расходе. В основном руководствуются правилом, что смазка всегда должна наноситься на обрабатываемый материал, а не на инструмент, во избежание потерь на разбрызгивание. Листовой раскрой (для вытяжных работ) и тому подобные заготовки могут смазываться также путем погружения. Этот способ требует не слишком вязкого масла, иначе неизбежны большие потери при стекании масла. Нанесение эмульгированных масел может производиться различными методами. Листовой раскрой перед вытяжкой может пропускаться через два вала, из которых один погружен в эмульсию. Для смазывания труб достаточно погружения их в соответствующий чан, наполненный эмульсией. При волочении работают с погруженной в жидкость волочильной доской или же вводят смазку через волочильное око.

При прессовании труб, реже при прессовании прутков смазку применяют для снижения потребляемой мощности при трудно прессуемых материалах, а также для устранения налипания металла на иглу. Для этого употребляются в соответствии с высокими температурами прессования очень вязкие масла, дающие незначительный осадок. Для очень высоких температур и давлений рекомендуется добавлять в смазку 10—20% безольного графита, смешивая его с маслом в густую пасту. Для прокатки лент и фольги выбирают очень жидкотекучие, не дающие осадка масла, так как вязкие смазки распределяются по материалу очень неравномерно и приводят к неравномерной толщине материала. При прокатке фольги такие масла обычно еще разбавляют керосином или бензином; однако необходимо следить за тем, чтобы при последующем отжиге на материале не оставался осадок от смазки. Экономное расходование смазки имеет большое значение, так как даже наилучшим образом выбранные масла при слишком обильном смазывании могут приводить к образованию осадка на поверхности материала. В последнее время рекомендуется устройство механических смазочных аппаратов, обеспечивающих точную и надежную дозировку. При прокатке необходимы также соответствующие приспособления, устраняющие возможность попадания смазки от подшипников на валки и на материал. При глубокой вытяжке часто используются эмульгированные масла. При применении жиров трудно достичь равномерного распределения смазки; это может приводить также к неравномерной толщине стенок. Кроме того, они вызывают опасения за избыточное содержание щелочей, которые могут химически воздействовать на поверхность материала. Во всяком случае при глубокой вытяжке могут иметь место столь высокие нагрузки, что применение сала и подобных продуктов становится необходимым. В этом случае необходим достаточный подогрев смазки для равномерного распределения.

Упомянем еще об общем коэффициенте полезного действия, который дается как отношение теоретической работы деформации к полезной работе обрабатывающей машины¹. В последнюю работу входят также потери в передаточных механизмах, поскольку они превосходят холостые

¹ Siebel, E.: а. а. О.

потери. Что эти потери могут возрастать с мощностью, часто не учитывается. Однако фактическое увеличение этих потерь может быть довольно значительным, например в прокатных станах с обычными (скользящими) подшипниками. Поэтому улучшенная смазка таких подшипников или же применение роликовых подшипников дают значительную экономию энергии.

§ 74. Силы и напряжения

Обрабатывающие машины в большинстве случаев снабжены приборами, позволяющими отсчитывать лишь расход энергии в вольтамперах или тысячных долях киловатта (1 кВт в механических единицах равен 102 кгм/сек. или 1.36 НР). Если известны потери в передаточных механизмах, то после их вычета получают потребную мощность процесса деформирования E . Отсюда получают необходимую для определенного процесса работу A путем интегрирования по времени t_1 процесса.

$$A = \int_0^1 E \cdot dt. \quad (7)$$

Приборы для измерения сил в большинстве случаев отсутствуют. Однако во многих случаях усилие можно очень просто подсчитать из затраченной работы. Если она известна, например для случая протяжки прутка длиной l_1 с площадью сечения f_1 , то усилие волочения Z или напряжение волочения σ_Z получают из следующей зависимости

$$A = Z \cdot l_1 = \sigma_Z \cdot f_1 \cdot l_1. \quad (8)$$

То же выражение справедливо для суммы U двух окружных усилий при прокатке. Момент при прокатке равен произведению из окружных усилий (U_1 , U_2) на радиусы валков

$$M = U \cdot r$$

или

$$M = U_1 \cdot r_1 + U_2 \cdot r_2. \quad (9)$$

Так как

$$\left. \begin{aligned} U &= \frac{A}{l_1}, \\ M &= \frac{A \cdot r}{l_1}. \end{aligned} \right\} \quad (9a)$$

Подобным же образом вычисляются другие величины усилий.

Если мы хотим далее подойти к исследованию действительных величин господствующих при процессах деформирования усилий, то мы должны несколько ближе познакомиться с некоторыми представлениями, вытекающими из теории упругости. Значение этих представлений часто недооценивается. Правда, они основаны лишь на приближенных данных; однако возможные отклонения от рассматриваемых далее основных законов удерживаются в узких пределах, максимум $\pm 5\%$. Такая точность для материаловедения должна быть очень высокой. В соответствии с этим можно сказать заранее, что все те выводы и заключения, которые выходят за пределы этих допустимых отклонений, должны быть неправильными. Часто предлагаемый метод работы, при котором поль-

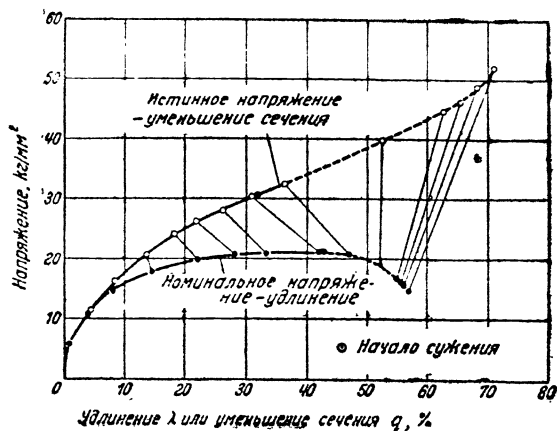
зуются весьма грубыми, трудно поддающимися проверке выкладками, приводит к совершенно ошибочным результатам. Только немногие, особенно одаренные люди в состоянии выполнить работу даже по такому методу.

Как показали многочисленные исследования, внутренние тайники процесса деформирования удастся вскрыть с помощью возможно более точных, примыкающих к теории упругости расчетов. Следует согласиться, правда, с тем часто выдвигаемым положением, что любой процесс деформации настолько сложен, что как раз наиболее важные для практики зависимости не удастся подчинить точным расчетам. Современное же развитие технологии указывает совершенно определенно, что медленное движение вперед, при котором правильность каждого шага обосновывается специальными опытами, в конечном счете должно приводить к действительному пониманию процессов деформирования. До сих пор, правда, сделано немного таких шагов; предстоит еще обширная исследовательская работа, прежде чем будет возможно использовать результаты такого общего плана работ на практике.

Основными элементами для строгого толкования технологических процессов являются напряжения и деформации. Под напряжениями понимают силы, отнесенные к единице площади. Существуют нормальные напряжения и тангенциальные (напряжения сдвига). Если представить себе тело, находящееся под нагрузкой, разрезанным, то утраченную по месту сечения связь можно заменить нормальными напряжениями, действующими перпендикулярно к плоскости сечения, и тангенциальными, действующими параллельно плоскости сечения.

Для более точных суждений необходимо всегда иметь в виду действительные напряжения. Обычный в практике испытания материалов способ относить силы к исходному сечению хотя и пригоден для сравнительных целей, однако слишком груб для расчетных целей. Фиг. 145 показывает различие между этими «номинальными напряжениями» и действительными («истинными» или «эффективными») напряжениями для испытания на растяжение меди. На этой диаграмме номинальным напряжениям по оси ординат отвечают определяемые обычным методом при растяжении удлинения по оси абсцисс, а истинным напряжениям — уменьшение поперечного сечения. После начала сужения образца обе кривые утрачивают элементарное физическое значение.

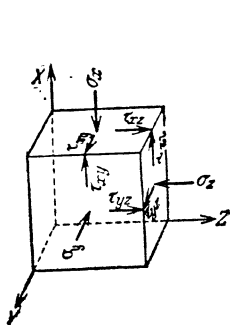
Обычно принимают без доказательств, что поведение какой-либо частицы тела зависит исключительно от господствующих в ней напряжений, но не от остального напряженного состояния. Если, следовательно, в каком-либо месте растянутого тела достигаются определенные напря-



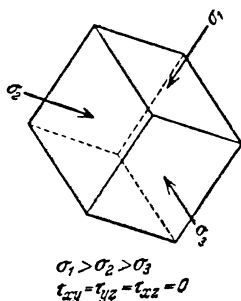
Фиг. 145. Обычная кривая растяжения и кривая истинных напряжений для меди.

жения, то здесь наступает течение материала или разрушение, независимо от того, как это тело было нагружено прежде. И наоборот, из наступления местных деформаций или трещин следует, что в этом месте тело было перегружено.

Далее, непосредственно из самого понятия о напряжении вытекает следующий весьма важный для технологии закон пропорциональных сопротивлений, или, короче, закон подобия Кика¹: «Величины работы, необходимые для соответственного изменения формы геометрически подобных тел из одинакового материала, относятся как объемы или веса тел». Или, другими словами: «Геометрически подобные тела приходят в состояние течения при одинаково сильных напряжениях в соответственных местах». Это закон нашел себе полное подтверждение в различных методах испытания материалов. Исключение до сих пор составляет ударное испытание, которое, однако, не поддается ясному толкованию из-за значения скорости при этом испытании. Если деформирование производится в несколько последовательных приемов, то



Фиг. 146. Компоненты напряжения в элементе тела.



Фиг. 147. Элемент тела, вырезанный таким образом, что он испытывает только главные напряжения.

недостаточно подобия только последней ступени. Напротив, закон подобия справедлив лишь для тех случаев, когда подобие осуществляется при всех последовательных переходах. Так, при процессах вдавливания показано, что при наличии предварительно сделанного отпечатка усилие, необходимое для увеличения его диаметра, может быть значительно меньшим, чем для получения такого же отпечатка за один прием².

Полное описание напряженного состояния в общем случае весьма сложно. Если представить себе вырезанный в соответствующем участке тела элементарный куб (фиг. 146), то такой элемент претерпевает шесть напряжений: три нормальных σ_x , σ_y , σ_z (при растяжении знак этих напряжений положительный) и три тангенциальных t_x , t_y и t_z . Можно однако, вырезать куб в одном совершенно определенном месте таким образом, что будут действовать только нормальные, главные напряжения σ_1 , σ_2 , σ_3 (фиг. 147). Поэтому для описания этого напряженного состояния необходимо указать еще положение куба тремя величинами. Обычно обозначают через σ_1 — максимальное главное напряжение, т. е. обычно максимальное растягивающее напряжение, через σ_3 — минимальное напряжение, т. е. обычно максимальное сжимающее напряжение.

Наибольшее значение для металловедения имеют, однако, тангенциальные напряжения (напряжения сдвига), которые существуют в плоскостях, расположенных под углом в 45° к двум главным напря-

¹ Kick, F.: Das Gesetz der proportionalen Widerstände. Leipzig 1885. Barba, J.: Etude sur la Résistance des Matériaux. Paris 1880. Mém. Soc. Ing. Civ. 1880 1 P. 682—714.

² Kuntze, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft (spanlose Formung) (1931) S. 96—126.

женным плоскостям. Они называются главными напряжениями сдвига:

$$\left. \begin{aligned} \tau_1 &= \frac{\sigma_2 - \sigma_3}{2} \\ \tau_2 &= \frac{\sigma_3 - \sigma_1}{2} \\ \tau_3 &= \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \end{aligned} \right\} \quad (10)$$

Знак не имеет значения для этих напряжений. Современное состояние науки признает, что только эти напряжения сдвига играют роль в процессах истечения.

§ 75. Условие истечения

Прежде считали, что для описания пластических процессов в металлах достаточно максимального напряжения сдвига:

$$\tau_{\max} = \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2}. \quad (10a)$$

Предполагалось, что течение в металле при какой-либо нагрузке начинается всегда при одном и том же максимальном напряжении сдвига. Поэтому считалось достаточным ограничиваться испытанием на растяжение или на сжатие, где σ_1 равно нормальному напряжению σ_n и $\sigma_2 = \sigma_3 = 0$ или $\sigma_3 = -\sigma_n$ $\sigma_1 = \sigma_2 = 0$. чтобы возникающее при этом максимальное напряжение сдвига:

$$\tau_{\max} = \tau_n = \frac{\sigma_n}{2} \quad (11)$$

считать возможным принять за решающую величину для процессов истечения; следовательно, всегда

$$\sigma_1 - \sigma_3 = \sigma_n. \quad (12)$$

К сожалению, такое элементарное представление не является совершенно правильным. напротив оказывается, что максимальное напряжение сдвига в зависимости от остального напряженного состояния может превышать на 15% значения, получаемые при испытании на растяжение¹:

$$\tau_n < \tau_{\max} < 1,15 \cdot \tau_n. \quad (13)$$

Так как указанное отклонение не очень велико, то расчет все же можно в первом приближении вести, исходя из закона сдвигающих напряжений. Для более точных расчетов пользуются следующими уравнениями

$$\left. \begin{aligned} \tau_1^2 + \tau_2^2 + \tau_3^2 &= 2\tau_n^2 \\ \text{или} \quad (\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 &= 2\sigma_n^2 \end{aligned} \right\} \quad (14)$$

Сопротивление истечению k в уравнении для работы деформирования (4) при испытании на растяжение принималось первоначально равным растягивающему напряжению.

$$k = \sigma_n. \quad (15)$$

¹ Lode, W.: Z. Physik Bd. 36 (1926) S. 913—939; Forschungsarb. VDI 1928. Heft 303. Ros, M. u. A. Eichinger: Versuche zur Klärung der Frage der Bruchgefahr. Zürich 1926 u. 1928. Ludw. P. u. R. Scheu: Stahl u. Eisen Bd. 45 (1925) S. 373—381. Sachs, G.: Z. VDI Bd. 72 (1928) S. 734—736.

Из квадратного уравнения (14) получается, что одна и та же зависимость справедлива для любого процесса с симметрией вращения ($\sigma_1 = \sigma_2$ или $\sigma_2 = \sigma_3$ или $\sigma_3 = \sigma_1$), а следовательно, так же и для протяжки прутков и проволоки и прессования прутков. Если, напротив, одно измерение, как при прокатке, остается неизменным, то

$$k \sim 1,15 \sigma_n. \quad (15a)$$

Если, наконец, деформированное состояние, как при глубокой вытяжке, различно в различных частицах тела, то расчет целесообразно и достаточно вести, принимая среднее значение

$$k \sim 1,10 \sigma_n. \quad (15b)$$

§ 76. Деформации и напряжения

Величинами, которые мы можем устанавливать при технологических исследованиях, являются усилия и деформации, решающими же для нас являются напряжения. Нам необходимо поэтому также установить связь между напряжениями и деформациями.

В теории упругости эти зависимости определяются однозначно и сравнительно просто через упругие константы. Учение о пластичности не располагает, к сожалению, такими простыми отношениями, которые допускали бы вычисление напряжений из деформаций. Однако существуют законы, при помощи которых в отдельных случаях решение этой задачи возможно.

Представим себе подобно тому, как мы делали это при определении главных напряжений, что из деформируемого тела мы вырезали куб объемом, равным $1 \cdot 1 \cdot 1$, который при деформировании переходит в прямоугольный параллелепипед $(1 + \lambda_1) (1 + \lambda_2) (1 + \lambda_3)$. Деформацию куба можно свести в этом случае к простому растяжению в направлениях ребер куба. Эти главные удлинения $\lambda_1, \lambda_2, \lambda_3$ по законам симметрии должны лежать параллельно главным напряжениям $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$. λ_1 — всегда положительное удлинение; λ_3 — сжатие (отрицательное удлинение), λ_2 — может иметь различные знаки.

Это связано с тем, что при остаточной деформации объем тела остается практически постоянным (ср. уравнение (2)).

$$(1 + \lambda_1) (1 + \lambda_2) (1 + \lambda_3) = 1. \quad (16)$$

Если удлинения $\Delta \lambda$ очень малы, то этот закон постоянства объемов может быть написан также следующим образом:

$$\Delta \lambda_1 + \Delta \lambda_2 + \Delta \lambda_3 = 0. \quad (16a)$$

Значениями $\Delta \lambda_1, \Delta \lambda_2$ и т. д. при этом можно пренебречь из-за их малой величины.

В технологии также принято широко применять эффективные деформации Лудвика¹.

$$\varepsilon = \ln (1 + \lambda). \quad (17)$$

Закон постоянства объемов принимает тогда такую форму:

$$\left. \begin{aligned} \ln [(1 + \lambda_1) (1 + \lambda_2) (1 + \lambda_3)] &= 0 \\ \varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 &= 0. \end{aligned} \right\} \quad (16b)$$

¹ Ludwik, P.: Elemente der technologischen Mechanik. Berlin 1909. Siebel, E.: Die Formgebung im bildsamen Zustande. Düsseldorf 1932.

Уравнение (4), определяющее необходимую работу деформирования, напишется в этом случае особенно просто:

$$A_V = k \cdot V \cdot \varepsilon_1. \quad (18)$$

Далее необходимо ввести для общего случая напряженного состояния следующее важное в практическом применении отношение между напряжениями и деформациями

$$\frac{\varepsilon_1 - \varepsilon_2}{\sigma_1 - \sigma_2} = \frac{\varepsilon_2 - \varepsilon_3}{\sigma_2 - \sigma_3} = \frac{\varepsilon_3 - \varepsilon_1}{\sigma_3 - \sigma_1}. \quad (19)$$

Такая зависимость, строго говоря, справедлива не для ε , но для скорости истечения ($\dot{\varepsilon}$)¹ или для очень малых деформаций ($\Delta \varepsilon$, $d\varepsilon$). В более сложных процессах истечения, при которых напряженное состояние элемента тела изменяется, необходимо также обращаться к дифференциальной форме этого уравнения.

§ 77. Кривые истечения при холодном деформировании

Выше мы рассмотрели общие законы пластического истечения независимо от особых свойств металла, которые были охарактеризованы только величиной k — сопротивлением истечению.

Это сопротивление истечению вещества не является простой константой, но очень сильно зависит от различных факторов. Для технологических целей достаточно, однако, принять сопротивление истечению (при постоянной температуре) при холодном деформировании как функцию только предшествовавшего деформирования (предшествовавшей истории), при горячем деформировании — как функцию скорости истечения. Некоторое влияние скорости истечения на сопротивление истечению при холодном деформировании² можно учесть, уменьшая или увеличивая значения, определяемые обычным образом при статических испытаниях, на $\pm 5\%$.

Предшествовавшая обработка при холодном деформировании сказывается на упрочнении, как уже было подробно описано в § 4. Для упрочняющего эффекта различного рода процессов истечения Людвик³ установил два основных правила:

1. Упрочняющий эффект зависит только от абсолютной максимальной (эффективной) деформации.

2. Малое удлинение $d\varepsilon$ по упрочняющему эффекту равноценно одинаковому по величине сжатию. Тело, получившее при растяжении длину l_1 вместо первоначальной l_0 , т. е. удлиненное на

$$\lambda = \frac{l_1 - l_0}{l_0}$$

претерпевает в соответствии с этим то же упрочнение, как и тело, полу-

¹ Lode, W.: Z. Physik Bd. 36 (1926) S. 913—939. Forschungsarb. VDI 1928 Heft 303.

² Seehase, H.: Forschungsarb. VDI 1915 Heft 182. Meyer, E.: Forschungsarb. VDI 1927 Heft 295. S. 62—73. Siebel, E. u. A. Pommer: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseldorf. Bd. 10 (1928) S. 63—69. Deutler, H.: Physik. Z. Bd. 33 (1932) S. 247—259.

³ Ludwik, P.: Elemente der technologischen Mechanik. Berlin 1909. Z. Ost. Ing.- u. Arch.-Ver. Bd. 67 (1915) S. 597—602. Ludwik, P. u. R. Scheu: Stahl u. Eisen Bd. 45 (1925) S. 373—381. Sachs, G.: Grundbegriffe der mechanischen Technologie der Metalle, S. 54. Leipzig 1925.

чившее при сжатии длину l_1 вместо первоначальной l_0 , т. е. укорочение на $\lambda' = \frac{l_1 - l_0}{l_1}$.

Следовательно, по упрочняющему эффекту

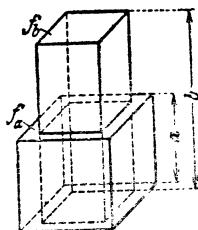
$$1 + \lambda = \frac{1}{1 - \lambda'} \quad (20)$$

или

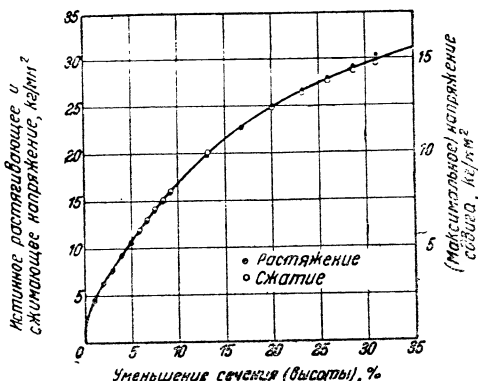
$$\varepsilon = -\varepsilon'. \quad (20a)$$

Последняя форма указывает также, что при одинаковых по абсолютной величине эффективных деформациях удлиненное и укороченное тела претерпевают одинаковые упрочнения.

Важна также форма, в которой уменьшение сечения растянутого стержня



Фиг. 148. К вопросу о действии упрочнения при растяжении и сжатии.



Фиг. 149. Кривые истечения меди по испытаниям на растяжение и сжатие (по Людвигу и Шею).

$$q = \frac{f_0 - f_1}{f_1} \quad (21)$$

сравнивается со сжатием λ_1 . Имеем (ср. уравнение (2) § 70)

$$f_0 \cdot l_0 = f_1 \cdot l_1 = V = \text{const}$$

и, следовательно,

$$1 - q = \frac{1}{1 - \lambda}. \quad (22)$$

Следовательно, в соответствии с фиг. 148

$$q = \lambda', \quad (23)$$

т. е. уменьшение сечения в растянутом стержне и сжатие в сжатом стержне по упрочняющему действию равноценны. Фиг. 149 подтверждает справедливость этих отношений для меди¹. Для стали установлены некоторые отклонения, но для технологических целей они имеют малое значение².

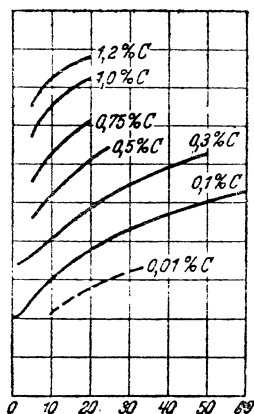
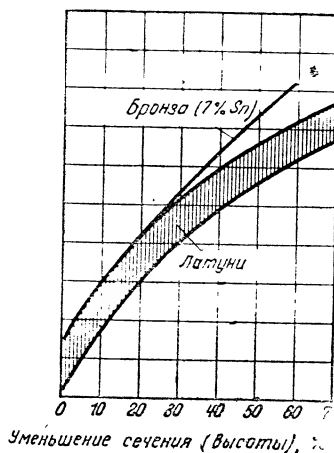
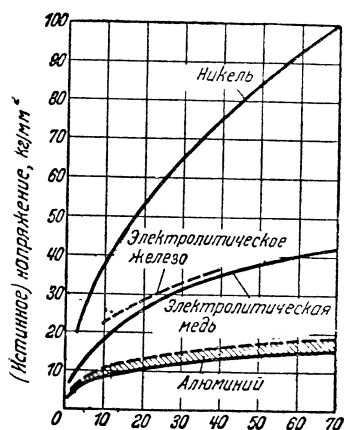
Следовательно, для упрочняющего действия справедливо следующее положение: удлинению при испытании на растяжение равноценно удлинение при прокатке, прессовании, протяжке прутков и проволоки,

¹ Ludwik, P.: Elemente der technologischen Mechanik. Berlin 1909. Ludwik, P. u. R. Scheu: Stahl u. Eisen Bd. 45 (1925) S. 373—381. Körber, F. u. H. Müller: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 8 (1926) S. 181—199.

² Siebel, E. u. A. Pomp: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. Bd. 9 (1927) S. 157—171, Bd. 10 (1928) S. 55—62.

а также при обычной протяжке труб. Сжатие при испытании на сжатие равноценно уменьшению сечения при этих процессах, так же как приблизительно уменьшение высоты при прокатке, уменьшение толщины стенки при расширении трубы и т. д.

Таким образом общую кривую упрочнения или кривую истечения для какого-либо материала можно установить самыми различными путями. Наиболее просто это устанавливается путем испытания на растяжение до максимальной нагрузки и, кроме того, путем определения предела текучести прокатанных образцов¹. Можно вывести кривые истечения также из испытаний на растяжение и сжатие, принимая особые меры, которые устраняли бы нарушения, обусловленные сужением или трением в опорах².



Фиг. 150.

Фиг. 151.

Фиг. 152.

Фиг. 150—152. Кривые истечения различных материалов.

Людвиг³ установил соответствующие зависимости также для испытания на скручивание; однако они очень сложны и редко применяются.

На фиг. 150—152 приведен ряд кривых истечения для различных материалов, которые могут быть использованы как основание для выкладок, касающихся необходимых усилий и работы при холодном деформировании.

Для подобных целей обычно достаточно, не принимая во внимание ход упрочнения, вести расчет, исходя из среднего значения для данной области деформирования. При этом неважно, принимается ли за среднее значение удлинение, сжатие или эффективная деформация. На

¹ Siebel, E. u. A. Pomp: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 11 (1929) S. 139—153. Sachs, G.: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 238—242.

² Weisz, L.: Z. Metallkde. Bd. 14 (1922) S. 160—172. Hübers, K.: Ber. Walzwerkkaussch. V. D. Eisenhüttenl. 1922 Nr. 32. Sachs, G.: Z. Metallkde. Bd. 16 (1924) S. 55—58. Körber, F. u. H. Müller: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 8 (1926) S. 181—199. Taylor, G. J.: Proc. Roy. Soc., Lond. v. 116 [A] (1927) P. 39—60. Siebel, E. u. A. Pomp: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 9 (1927) S. 157—171, Bd. 10 (1928) S. 55—62.

³ Ludwik, P.: Elemente der technologischen Mechanik. Berlin 1909.

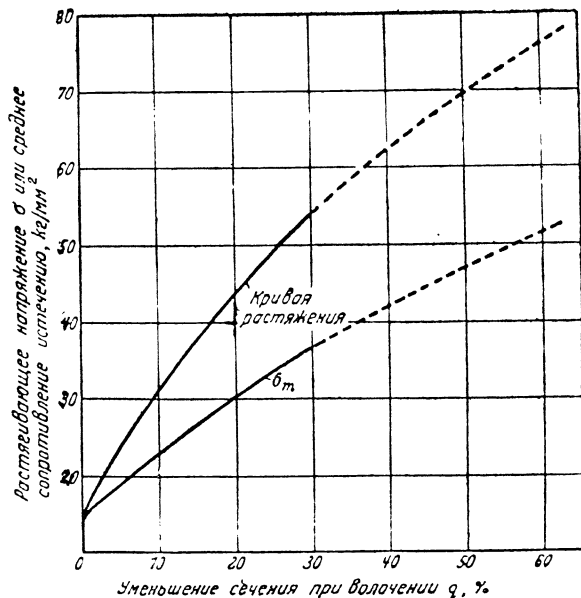
фиг. 153 показана такая кривая среднего сопротивления истечению вместе с кривой истечения для латуни (Л63)¹.

Определяемые из технологических испытаний кривые истечения идут, однако, часто выше действительных кривых истечения (ср. § 8 фиг. 10 и 11). Это особенно относится к протяжке проволоки через волокни с большим углом. Причина этого лежит в том, что поверхностные слои вследствие добавочных сдвигов упрочняются сильнее, чем внутренние и чем это соответствует внешне устанавливаемой деформации

(ср. § 71). Подобные отклонения не противоречат, следовательно, принятым здесь соотношениям, а напротив, указывают на особые явления при этих процессах.

§ 78. Влияние скорости при горячем деформировании

При горячем деформировании упрочнением обычно можно пренебречь. Сопротивление истечению остается постоянным в более или менее широкой области деформирования. Это было уже показано на фиг. 131 на примере олова, для которого комнатные температуры лежат в области горячего деформирования. Для технических целей



Фиг. 153. Вычисленная из испытаний на растяжение кривая истечения для латуни (Л63) и кривая среднего сопротивления истечению σ_m .

можно, следовательно, не принимать во внимание влияния предшествовавшей истории материала на сопротивление истечению при горячем деформировании.

Напротив, скорость испытания при этом имеет значительное влияние (ср. фиг. 131).

Чтобы определить эту зависимость, мы должны вначале установить особый масштаб для измерения скорости истечения. Поскольку предшествовавшая обработка материала не должна иметь влияния, ясно, что этот масштаб не может зависеть от исходных размеров. Напротив, он должен быть отнесен к существующим в данный момент размерам. Этому требованию удовлетворяет эффективная скорость истечения

$$\dot{\epsilon} = \frac{dz}{dt}. \quad (24)$$

Так как согласно уравнению (17)

$$\epsilon = \ln(1 + \lambda) = \ln\left(\frac{l_1}{l_0}\right)$$

¹ Linicus, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spannlose Formung) (1931) S. 38–67.

$$\dot{\epsilon} = \frac{d\lambda/l + \lambda}{dt} = \frac{dl/l}{dt} \quad (25)$$

в действительности относится только к данному состоянию.

Скоростная зависимость сопротивления истечению при горячем деформировании почти неизвестна. О результатах имеющихся опытов уже говорилось в § 65.

§ 79. Пределы деформирования и степень напряжения

Изменение формы тела при процессе деформирования связано известными пределами. При этом следует различать принципиально, исчерпывается ли способность материала к деформации или же речь идет о пределах, налагаемых особенностями данного процесса деформирования.

Способность материала к деформации есть свойство, которое проявляется главным образом при холодном деформировании (ср. § 9). Оно указывает границы, до которых возможно изменение формы какой-либо частицы тела без разделения материала, т. е. без появления трещин или излома. При этом безразлично, идет ли речь об единичном замкнутом процессе деформирования, одном переходе, или деформация состоит из ряда последовательных переходов. Природа процесса деформирования и способ его проведения имеют влияние лишь постольку, поскольку способность к деформации сильно зависит от напряженного состояния. Так, она сильно понижается в особенности растягивающими напряжениями любого рода. Появления растягивающих напряжений следует поэтому по возможности избегать. Кроме этих сведений о влиянии напряженного состояния до сих пор неизвестно что-либо достоверное. В основном можно повторить только, что каждую частицу тела следует рассматривать независимо. Местное разрушение наступает, следовательно, независимо от общего напряженного состояния, когда к этому создаются благоприятные условия в данном месте. Но при этом обычно становится непригодным изделие в целом. Этот факт указывает особенно ясно, как важно знание напряжений и деформаций в процессе деформирования.

Далее следует иметь в виду, что течение материала внутри инструмента оказывается в общем менее равномерным, чем того следовало бы ожидать по внешней геометрии процесса (ср. § 72). Но это означает, что способность к деформации в отдельных участках изделия при известных обстоятельствах может оказаться исчерпанной преждевременно. Важно, что на это может оказывать сильное влияние форма инструмента (ср. § 9).

Способность материала к деформации может часто играть потому значительную роль при горячем деформировании, что она оказывается настолько незначительной в некоторой критической области температур, что при этом наступает разрушение. Условия, благоприятные для этого, едва известны (ср. § 52 и след.). Температуры вблизи точки плавления для большинства материала особенно опасны в этом отношении, так как загрязнения обычно располагаются по границам зерен и понижают в этих участках температуру плавления. Далее, трудно поддерживать постоянной более высокую температуру, благодаря чему можно вызвать упрочнение, которое может привести к появлению трещин, так как изменения формы при горячем деформировании обычно велики.

Замечательно, что величина предельной деформации тела за один переход (ср. § 12) лишь в малой степени зависит от свойств тела. На эту величину сильное влияние оказывает форма инструмента. Ее следует рассматривать поэтому больше как свойство данного процесса деформирования, а не характеристическое свойство материала. Для практики интересны, правда, иногда также незначительные различия разных материалов. Наиболее известно понятие о способности материала к вытяжке, особенно при процессах глубокой вытяжки, которое мы всегда рассматриваем в ниже указываемом смысле. Смысл этого понятия состоит в том, что изменение формы, выходящее за пределы способности к вытяжке, невозможно, так как необходимые для этого усилия не могут передаваться в материале нагруженными на разрыв участками участка, пришедшим в состояние истечения. В этом смысле при прокатке предельная величина угла захвата может служить мерой способности материала к прокатке. Насколько, однако, такое понятие окажется целесообразным и жизненным, покажет только будущее развитие.

При других процессах обработки таких границ не существует. В этих случаях величина предельной деформации за один переход ограничивается мощностью установки или прочностью инструмента.

При лабораторных испытаниях, как показали различные работы, можно очень близко подойти к теоретическим пределам деформирования, т. е. широко использовать предельную способность материала к деформации за один переход. Однако на практике величину перехода следует выбирать несколько меньшей теоретической из-за неизбежных дефектов в материале, ударных нагрузок от аппаратуры и других причин. Эти соображения действительны прежде всего для процессов волочения. В этом случае, как указывают фиг. 19 и 20, предельная величина деформации устанавливается прочностью материала. Усилия волочения должны выбираться несколько ниже сопротивления разрыву. Отношение фактического усилия волочения к предельному усилию в случае разрыва можно обозначить как степень напряжения материала (*Anstrengungsgrad*)¹. Превращение заготовки в желаемый полуфабрикат невозможно, следовательно, обычно за один переход. В большинстве случаев для этого необходимо большее или меньшее число последовательных переходов. Это особенно относится к волочению тонких и тонкостенных труб. Разумеется, эти отдельные переходы при деформировании подчиняются определенным законам, т. е. при волочении, например, степень напряжения одинакова во всех переходах. Если это не учитывается, то может случиться, что некоторые переходы из соображений безопасности выбраны слишком малыми, что сильно отразится на экономичности процесса. Однако в практике этот принцип почти не применяется,² вероятно потому, что эти зависимости разъяснены только в самое последнее время.

¹ Siebel, E.: Die Formgebung im bildsamen Zustande. Düsseldorf 1932.

² Ср. также J. R. Shea u. S. Mc Mullan: J. Amer. Inst. electr. Engr. v. 46 (1927) P. 346—355. Zagorski, J.: Diss. Techn. Hochsch. Berlin 1929.

В. СОБСТВЕННЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ В ДЕФОРМИРОВАННЫХ МЕТАЛЛАХ

§ 80. Собственные напряжения

В твердом теле, способном воспринимать упругие напряжения в результате неравномерной пластической деформации, возникают собственные напряжения. Напряжения могут быть вызваны при этом непосредственно внешними силами (при обработке) или же они могут возникать в результате неравномерного охлаждения. Эти собственные напряжения (собственные напряжения первого рода) имеют большое практическое значение для кристаллических тел. Поведение тела при этом совершенно одинаково, получены ли напряжения при холодной обработке или при охлаждении. Общие выводы этой главы в отношении напряжений при холодной обработке применимы поэтому в основном также к напряжениям, возникающим при охлаждении после термической обработки. Весьма сходно ведут себя также тела, в которых напряжения вызваны внешними силами, так называемые «напряжения от нагрузки».

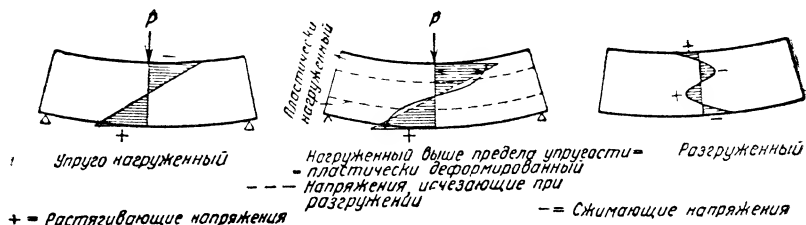
С собственными напряжениями связан ряд неприятных явлений, например образование трещин, коробление, усиленная коррозия, уменьшение допустимой нагрузки и т. д. Однако в последнее время они иногда оказываются также полезными, повышая, например, сопротивление усталости.

Собственные напряжения характеризуются тем, что они сравнительно медленно изменяются. Поэтому, если из тела вырезается очень малый, еще измеримый участок так, что остаточные напряжения в нем исчезают, то это приводит также к соответствующему «разгрузению» остальной части тела. Наступающие деформации могут быть использованы для количественного определения собственных напряжений.

В очень простых случаях поддаются приблизительному расчету также напряжения, вызванные холодной обработкой, например в изогнутых и скрученных стержнях, в вращающихся дисках и т. д. Последний случай имеет определенное практическое значение в машиностроении. Но для техники металлов преимущественный интерес представляют напряжения, вызванные при процессах деформации, в особенности при волочении прутков и труб и глубокой вытяжке. Эти напряжения до сих пор совершенно недоступны для численных расчетов. Однако можно составить грубое представление о их распределении, если известно распределение напряжений при процессе деформации. Тогда при разгрузке материал будет вести себя почти упруго. Если известно также распределение напряжений при упругом нагружении под действием сил обрабатывающей машины, то напряжения, вызванные в теле

холодной обработкой, можно вычислить, вычитая такое напряженное состояние из состояния, господствовавшего в процессе деформирования. Оба напряженных состояния связаны тем, что они относятся к одним и тем же внешним силам.

Наиболее наглядны эти соотношения для случая изгиба или скручивания. На фиг. 154 показано распределение упругих напряжений тела с высоким пределом упругости, относящегося к изгибающему моменту M , на фиг. 155 — то же для случая частичного пластического изгиба. При разгрузке также в этом случае напряжения становятся ниже напряжений при пределе упругости. При полном разгрузке напряженное состояние соответствует фиг. 156.



Фиг. 154.

Фиг. 155.

Фиг. 156.

Фиг. 154—156. Возникновение собственных напряжений при изгибе стержня.

В равномерно (гомогенно) нагруженном теле, особенно в плоско растянутом образце, после разгрузки напряжения могут не сохраниться. Существуют, однако, взгляды,¹ которые стоят в противоречии с этим утверждением. Распределение напряжений в упругом и пластическом состояниях совершенно одинаково, в обоих случаях речь идет о равномерно распределенных по сечению растягивающих напряжениях. Только при образующемся сужении шейки становится возможным возникновение собственных напряжений. Однако согласно ориентировочным опытам автора, также и в этом случае обнаруживаются лишь исчезающе малые собственные напряжения.

Напротив, в любом пластически деформированном кристаллическом теле всегда обнаруживаются собственные напряжения совершенно иного рода — скрытоупругие напряжения. Последние приводят к совершенно иному явлению, чем собственные напряжения первого рода, о чем будет сказано в § 91 и след.

§ 81. Трещины в латуни

Общезвестно действие остаточных напряжений в латуни, проявляющееся в растрескивании (англ. Season-cracking) полуфабрикатов и готовых изделий из латуни с течением времени. Особенно склонны к образованию продольных трещин тонкостенные, полученные путем вытяжки или выдавливания, полые изделия (фиг. 157 и 158). В прутках и трубах могут возникать продольные или спиральные трещины, реже поперечные трещины (фиг. 159 и 160). Это растрескивание свойственно также особенно сильно патронным гильзам.²

¹ Tafel, W.: Stahl u. Eisen v. 34 (1914) P. 574—578.

² Ellis, D. W.: Trans. Faraday Soc. v. 17 (1921) P. 193—200; Engineering v. 111 (1921) P. 474. Hotherhall, W. C.: Trans. Faraday Soc. v. 17 (1921) P. 201—204; Engineering v. 111 (1921) P. 453. Leistner, G.: Z. Metallkde v. 16 (1924) S. 429. Grimston, F. S.: J. Inst. Met., Lond. v. 39 (1928 I) P. 255—270.

Излом от напряжений всегда, даже в латуни с очень высокой способностью к деформации, получается хрупким, наподобие излома при усталости. Микроскопическое исследование α -латуни и мягкого железа показывает, что излом обычно межкристаллический (фиг. 161). У $\alpha + \beta$ -латуни трещины проходят через β -кристаллы¹.

Хотя это явление, как и пути к его устранению², известны уже давно, однако еще очень многие металлообрабатывающие заводы, особенно мелкие, несут большие потери из-за непонимания этого явления.



Фиг. 157. Латунный примус, получивший трещину при транспортировке морем.



Фиг. 158. Латунный примус, получивший трещину в растворе азотнокислой ртути.

Причиной появления трещин в латуни является, с одной стороны, присутствие некоторых газов в воздухе, например аммиака, воздействующих на латунь. По опытам Мура, Беккинзеля и Маллинсона³ аммиак вредно действует на латунь уже при отсутствии напряжений. Несравненно сильнее сказывается, однако, действие аммиака на волокна, претерпевшие сильные растягивающие напряжения. Аммиак проникает между кристаллами, а спустя некоторое время, свойства латуни ухудшаются настолько, что уже при сравнительно малых нагрузках она разрушается. Замечательно, что на поверхности латуни не обнаруживается при этом каких-либо химических изменений; их обычно нет также и в изломе. Поэтому те, кто



Фиг. 159. Латунный шестигранный пруток с распространяющейся вдоль трещиной напряжения.



Фиг. 160. Латунный круглый пруток с спиральной трещиной напряжения.

¹ Bassett, W. H.: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. v. 18 (1918) P. 153—162. Rawdon, H. S.: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. v. 18 (1918) P. 189—200.

² Leistner, G.: Z. Metallkde. Bd. 16 (1924) S. 429.

³ Moore, H., S. Beckinsale a. C. E. Mallinson: J. Inst. Met., Lond. v. 25 (1921 I) P. 35—152; Engineering v. 111 (1921) P. 300—301, v. 112 (1921) P. 262—264.

встречаются с этим явлением впервые, естественно ищут причину его во внешних перегрузках, хотя оно и обнаруживается в столь характерной форме, что при некотором опыте его едва ли можно смешать с другими дефектами в материале.

Образование трещин может вызываться, повидимому, также и другими веществами, например мыльной водой¹. Особенно известно действие ртути и ртутных солей (киновари). Последние разлагаются в соприкосновении с латунью, так что действующим компонентом всегда является металлическая ртуть. На действии ртути мы остановимся отдельно в следующем параграфе.

Склонность к растрескиванию увеличивается у латуни с содержанием цинка в α -области, т. е. до 35% Zn². При малых содержаниях цинка, по Бассетту — ниже 20%, по Муру, Беккинзейлю и Маллинсону — ниже 6%, это явление отсутствует.

При более высоком содержании цинка по Остерману опасность растрескивания уменьшается благодаря присутствию тонких выделившихся β -кристаллов³. Латунь с 61—62% меди с тонкими выделениями β -кристаллов менее чувствительна к напряжениям, чем латунь с 63% меди (J63) в нормальном гомогенном состоянии. Если, однако, вызвать в этой латуни выделение β -кристаллов путем нагрева при высокой температуре и быстрого охлаждения перед деформацией, то опасность растрескивания уменьшится. Моррис определил, что мунцевая латунь (J60) и морская латунь (60% Cu, 0.75% Sn) в закаленном с 500° состоянии выдерживают большее время под растягивающей нагрузкой и воздействием аммиака, чем в закаленном с высоких температур или даже медленно охлажденном состоянии⁴.

Фиг. 161. Межкристаллическая трещина напряжения в α -латуни (по Мору, Беккинзейлю и Маллинсону).

Примеси в латуни, например железо, олово, марганец⁵, как правило, повышают чувствительность к напряжениям. Действие алюминия⁶ и кадмия, однако, очень незначительно⁷. Можно принять, что с повышением чистоты латуни опасность растрескивания уменьшается; однако более точных исследований в этом отношении не имеется.

¹ Grimston, G. S.: J. Inst. Met., Lond. v. 39 (1928 I) P. 255—277.

² Webster, W. R.: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. v. 18 (1918) P. 163—164, Bassett, W. H.: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. v. 18 (1918) P. 153—162. Moore, H., S. Beckinsale a. S. E. Mallinson: J. Inst. Met., Lond. v. 25 (1921 I) P. 35—152. Crampton, D. K.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 P. 233—255. Wunder, W.: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 357—359.

³ Ostermann, F.: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 329—336.

⁴ Morris, A.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 P. 256—275.

⁵ Desch, C. H.: Trans. Faraday Soc. v. 17 (1921) P. 17—21; Engineering v. 111 (1921) v. 418. Moore, H., S. Beckinsale a. C. E. Mallinson, J. Inst. Met., Lond. v. 25 (1921 I) P. 35—152. Morris, A.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 P. 256—275. Newson, I. E. a. A. Wragg: J. Inst., Met. Lond. v. 46 (1931 II) P. 383—393.

⁶ Genders, R.: J. Inst. Met., Lond. v. 43 (1930 I) P. 163—192.

⁷ Bassett, W. H.: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. v. 18 (1918) P. 153—162.

Влияние поверхностных свойств не совсем ясно¹. Полировка поверхности оказывается во всяком случае благоприятной против воздействия ртути; однако она вряд ли влияет на обычное растрескивание. Хорошая никелировка обеспечивает известную защиту, однако этого же нельзя сказать о лакировке или парафинировке². Холодной зимой 1928—1929 гг. разрывы, вызванные напряжениями, наблюдались также на хромированных корпусах прожекторов (см. фиг. 162).

Опасность растрескивания у латуней возрастает с величиной зерна³.

§ 82. Испытание латуни на растрескивание в ртути

Чувствительность латуни к напряжениям может быть исследована путем погружения изделий в аммиак, аммиачные растворы, ртуть или разбавленные растворы ртутных солей. Если изделие склонно к растрескиванию, то по истечении короткого времени образуются совершенно явные трещины (ср. фиг. 158 и 163); при меньшей склонности к растрескиванию трещины обычно едва обнаруживаются под слоем выделившейся ртути, особенно на толстых изделиях. Однако при деформировании, скажем путем выдавливания, трещины явно обнаруживаются⁴.

Для испытания Мур, Беккинсейл и Маллинсон⁵ особенно рекомендуют раствор однопроцентной азотнокислой ртути HgNO_3 и однопроцентной азотной кислоты HNO_3 в воде. Растворы сулемы HgCl_2 действуют менее сильно. Для получения равномерных результатов необходимо обезжиривание и предварительное травление 40%-ной азотной кислотой.



Фиг. 163.



Фиг. 164.

За меру склонности к образованию трещин принимают часто время нахождения в растворе до появления трещин. Однако установить этот момент, как отмечалось, часто оказывается трудным. Далее при малых временах различие становится, повидимому, уже невозможным, так как ртуть требует, очевидно, некоторого времени, прежде чем проявить свое действие, и это время оказывается значительно большим, чем действительное время от начала действия до образования трещин. Колебания во времени, необходимом для начала действия, перекрывают поэтому действительно необходимое время.

¹ Bassett, W. H.: a. a. O. Rawdon, H. S.: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. v. 18 (1918) P. 189—200. Ostermann, F.: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 329—336.

² Moore, H., S. Beckinsale a. C. E. Mallinson: J. Inst. Met., Lond. v. 25 (1921 I) P. 35—152.

³ Jones, E. O. a. E. Whitehead: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. v. 73 (1926) P. 834—849. Morris, A.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 P. 256—275. Nagakami, Y.: Cp. J. Inst. Met., Lond. v. 43 (1930 I) P. 467.

⁴ Fox, J.: Engineering, v. 136 (1933) P. 375—376.

⁵ Moore, H., S. Beckinsale a. C. E. Mallinson: J. Inst. Met., Lond. v. 25 (1921 I) P. 35—152.



Фиг. 162.

Испытание на растрескивание путем погружения в раствор ртутной соли, разработанное, повидимому, в лабораториях военного ведомства¹, считается в настоящее время общепринятым. Необходимо, однако, предостеречь против излишней переоценки результатов. При этом испытании устанавливается только склонность к образованию трещин, но не иные проявления внутренних напряжений, например коробление при обработке резанием, ухудшение сопротивления усталости и т. д. Это влияние напряжений можно определить лишь при точном знании их величины и распределения. Склонность же к образованию трещин зависит не только от величины напряжений, но прежде всего от свойств самого сплава, а также от толщины стенок изделия. Но даже и склонность к образованию трещин при работе изделия не идет точно параллельно с результатами испытаний в ртути². Как показывают фиг. 163 и 164, также и форма трещин при испытании в ртути получается совершенно иной, чем в атмосфере (ср. также фиг. 157 и 158).

§ 83. Трещины в других металлах и сплавах

Другие медные сплавы в значительно меньшей степени склонны к растрескиванию, чем латунь. По Аллену³ 11% всех дефектов в конденсаторных трубках из адмиралтейской латуни (70% Cu, 29% Zn, 1% Sn) объясняются остаточными напряжениями; правда, этот сплав близок по своей природе к латуни. Изломы от напряжений в оловянной и алюминиевой бронзах встречаются как исключение⁴. В кремнистой бронзе с 3% Si были обнаружены трещины при испытании в ртути⁵. Нейзильбер дает трещины лишь при быстром нагреве (ср. § 85). Чистая медь никогда не дает трещин. Однако на цельнотянутых трубках из мышьяковистой меди (0,44% As) Пинкертон и Тейн установили изломы от напряжений: при испытании в ртути такие трубы растрескивались даже при содержании мышьяка в 0,06%⁶. Причина и механизм образования трещин во всех медных сплавах те же, что и у латуни.

У стали изломы, вызванные наличием остаточных напряжений, сравнительно редки. Загрязненная и потому сравнительно хрупкая томасовская сталь склонна к растрескиванию при протяжке и обкатке толстых прутков, причем это явление не зависит от величины обжатия⁷. Изломы от напряжений наблюдались также на прутках из никелевой стали⁸. Насколько в этих случаях наряду с остаточными

¹ Hatfield, W. H. a. G. L. Thirkell: J. Inst. Met., Lond. v. 22 (1919 II) P. 67—126. Leistner, G.: Z. Metallkde. Bd. 16 (1924) S. 429.

² Merica, P. D. a. R. W. Woodward: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1915 P. 298. Webster, W. R.: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. v. 18 (1918) P. 163—164. Rawdon, H. S.: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. v. 18 (1918) P. 189—200. Ostermann, F.: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 329—336.

³ Allen, G. B.: J. Inst. Met., Lond. v. 24 (1920 II) P. 285—299.

⁴ Diegel, C.: Verh. Ver. Bef. Gewerbefl. Bd. 85 (1906) S. 177—184; Cp. Metallurgie Bd. 3 (1906) S. 568—569. Heyn, E. u. O. Bauer: Int. Z. Metallogr. Bd. 1 (1911) S. 16—50. Bassett, W. H.: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. v. 18 (1918) P. 153—162. Moore, H., S. Beckinsale a. C. E. Mallinson: J. Inst. Met., Lond. v. 25 (1921 I) P. 35—152.

⁵ Voce, E.: J. Inst. Met., Lond. v. 74 (1930 II) P. 331—361.

⁶ Pinkerton, A. a. W. H. Tait: J. Inst. Met., Lond. v. 36 (1926 II) P. 233—241.

⁷ Fahrenhorst, W. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 783—788, 880—881.

⁸ Heyn, E.: J. Inst. Met., Lond. v. 12 (1914 II) P. 3—37.

напряжениями в образовании трещин участвует коррозия, пока не ясно. Однако трещины в котельных листах несомненно обязаны своим появлением дополнительному, а может быть даже преобладающему химическому воздействию. В этом случае трещины образуются, как известно, в изгибах и вблизи заклепок¹. Сталь, особенно малоуглеродистая, может получать трещины в кипящих растворах щелочей и азотнокислых солей², а также, повидимому, в кислотах³. Портевен⁴ подробно исследовал такое растрескивание ружейных гильз возле направляющих колец при наполнении синильной кислотой, хлористым цинком, хлористым мышьяком и хлороформом под действием серной кислоты и при оцинковании. Отмечено также растрескивание тянутых сталей из нержавеющей сталей⁵.

Трещины от напряжений наблюдались на содержащих медь и цинк алюминиевых сплавах⁶, а также на тянутых сплавах Cu-Ag-Au в хлористом железе, что было впервые отмечено Робертс-Аустеном⁷ еще в 1886 г. Раствлаивание нагартованного листового алюминия под действием воды также возможно вызывается наличием остаточных напряжений⁸.

§ 84. Ломкость при сплавлении

Особенно часты в практике характерные изломы, которые внешне весьма напоминают обычные изломы от напряжений, когда тело с остаточными напряжениями или под нагрузкой соприкасается с жидким металлом. Существуют два практически важных случая этого рода — пайка и нагрев подшипников.

При пайке, как удалось установить уже Дигелю⁹, жидкий металл, в том случае если он сплавляется с основным материалом, проникает к участкам, испытывающим растягивающие напряжения¹⁰ вдоль границ зерен и вызывает изломы подобно аммиаку и ртути в латуни. Для этого достаточны уже совершенно тонкие пленки жидкого металла.

Такая ломкость при сплавлении или ломкость при пайке наблюдалась на марганцовистой латуни, в особенности с $\alpha - \beta$ -структурой¹¹, а также на обычной латуни (Л70 и Л60) при наличии очень высоких остаточных напряжений¹². Олово и оловянные припой, из которых наиболее сильно действует чистое олово¹³, требуют при 260° наличия

¹ Baucke, H.: *op. Stahl u. Eisen* Bd. 33 (1913) S. 570. Hanson, D.: *Trans. Faraday Soc.* v. 17 (1921) P. 91—101; *Engineering* v. 111 (1921) P. 467—469. Jones, J. A.: *Trans. Faraday Soc.* V. 17 (1921) P. 102—109; *Engineering* v. 111 (1921) P. 469—470. Parr, S. W. a F. G. Straub: *Proc. Amer. Soc. Test. Mat.* v. 26 (1926) P. 52—91.

² Stromeyer, C. E.: *Engineering* v. 104 (1917) P. 645—646.

Hanson, D.: a. a. O. Jones, J. A.: a. a. O.

³ Charpy, G. u. J. Durand: *C. R. Acad. Sci., Paris*, v. 169 (1919) P. 599—602.

⁴ Portevin, A. M.: *J. Iron Steel Inst.* Bd. 108 (1923) P. 71—92.

⁵ Crane, E. V.: *Plastic Working of Metals*, P. 158. New York 1932. Litten-DuBois, W.: *Masch.-Bau.* 12 (1933) S. 608—609.

⁶ Rosenhain, W. a S. L. Archbutt: *Proc. Roy. Soc., Lond.* [A] v. 96 (1920) P. 55—68. Brenner, P.: *Z. Metallkde.* Bd. 24 (1932) S. 146—151.

⁷ Cp. K. E. Stead a H. G. A. Stedman: *J. Inst. Met., Lond.* v. 11 (1914) P. 119—150.

⁸ Heyn, E. u. O. Bauer: *Mitt. dtsch. Mat-Prüf.-Anst.* Bd. 29 (1911) S. 1—23.

⁹ Diegel, G.: *Ver. Bzf. Gewerbebl.* Bl. 91 (1912) S. 263—269.

¹⁰ Genders, R.: *J. Inst. Met., Lond.* v. 37 (1927 I) P. 215—221.

¹¹ Dickenson, J. H. S.: *J. Inst. Met., Lond.* v. 24 (1920 II) P. 315—332.

¹² Miller, H. J.: *J. Inst. Met., Lond.* v. 37 (1927 I) P. 183—192.

¹³ Hartley, H. J.: *J. Inst. Met., Lond.* v. 37 (1927 I) P. 193—214.

растягивающих напряжений величиной по крайней мере 20 кг/мм^2 , свинец при 350° — около 10 кг/мм^2 ¹.

Ломкость при пайке наблюдалась также на алюминии². Часто это явление обнаруживается также на сталях³. Подробные исследования показали, что металлы, сплавляющиеся со сталью, вызывают при соприкосновении с ней изломы⁴ при температурах выше 1000° , т. е. для медных сплавов приблизительно на 100° выше их точки плавления. Растягивающие напряжения должны при этом быть выше 15 кг/мм^2 ⁵. При исследовании причин изломов осей и турбинных лопастей было обнаружено, что наряду с наличием в них остаточных напряжений эти детали работали в соприкосновении с жидким металлом⁶.

§ 85. Ломкость при нагреве

Изломы от напряжений вызываются также при резком нагреве⁷.

Особенно чувствителен в этом отношении нейзильбер. По Джонсу и Уайтхеду⁸ этот материал обладает той особенностью, что образование трещин в нем происходит правильно при температурах между 350 и 390° . Кратковременный отпуск при этих температурах, как показали исследования сплавов с 61—65% меди, 27—16% цинка и 11—20% никеля, приводит к росту внутренних напряжений. Напротив, при полчасовом отпуске при 250 — 300° напряжения снимаются настолько, что ломкость вовсе устраняется при отжиге. Загрязненный примесями нейзильбер более склонен к изломам, чем чистый сплав. Рекомендуемые как не дающие трещин сорта при химическом анализе всегда оказывались особенно чистыми. Грубокристаллический материал более опасен в смысле появления трещин, чем тонкозернистый. Особого рода изломы наблюдаются, повидному, на сортах нейзильбера с высоким содержанием никеля, если они закаляются с 600° .

Уайз отмечает особенно выраженную ломкость при нагреве у никельсодержащих сплавов золота, белого золота и особенно сильно у сплавов с высоким содержанием цинка⁹. При нагреве трещины образуются около 250° . Так как эта температура является также температурой начала выделения частиц из пересыщенного раствора в белом золоте, ломкость приписывается именно этим выделениям. Склонность к растрескиванию как после прокатки, так и после глубокой вытяжки уменьшается при применении сильных обжатий (выше 50%). При глу-

¹ Miller, H. J.: a. a. O.

² Diegel, C.: Ver. Bef. Gewerbefl. Bd 91 (1912) S. 263—269.

³ Strausz, B.: Stahl u. Eisen Bd. 34 (1914) S. 1814—1820. Portevin, A. M.: J. Iron Steel Inst. v. 108 (1923) P. 71—92. Duncan, H. M.: Met. Ind., Lond. v. 24 (1924) P. 53—54. Genders, R.: J. Inst. Met., Lond. v. 37 (1927 I) P. 215—221. Riede R.: Stahl u. Eisen. Bd. 49 (1929) S. 1161—1162. Albert, W.: Stahl u. Eisen. Bb. 50 (1930) S. 1403—1405. Schottky, H., K. Schichtel u. R. Stolle: Kruppsche Mh. Bd. 12 (1931) S. 100—105.

⁴ Schottky, H., K. Schichtel u. R. Stolle: a. a. O.

⁵ Hook, L. T.: Weld. Engr. v. 14 (1929) P. 53—56.

⁶ Strausz, B.: Stahl u. Eisen Bd. 34 (1914) S. 1814—1820.

⁷ Desch, C. H.: J. Inst. Met., Lond. v. 4 (1910) P. 235—247. Bassett, W. H.: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. v. 18 (1918) P. 153—162. Moore H., S. Beckinsale a. C. E. Mallinson: J. Inst. Met., Lond. v. 25 (1921 I) P. 35—152.

⁸ Jones, E. O. a E. Whitehead: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. v. 73 (1926) P. 834—849.

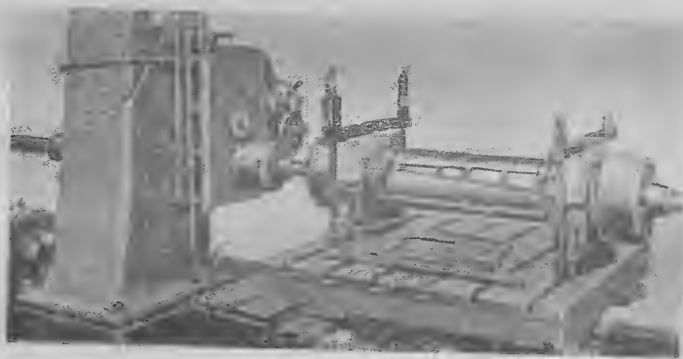
⁹ Wise, E. M.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1929 P. 384—408.

бокой вытяжке этому способствуют также соответствующая форма инструмента и более или менее сильное утонение листа. Напротив, особенно плохо ведет себя перегретый и слабдеформированный материал.

§ 86. Точный метод измерения остаточных напряжений

В предыдущих параграфах мы рассмотрели явления, которые до сих пор еще далеко не поддаются количественному определению. Изломы от напряжений характерны только для совершенно определенных материалов и выражены при этом в весьма различной степени. Поэтому до сих пор в особенности интересовались зависимостью их от технологических процессов, состава, структурного состояния материала и т. д. Напротив, установление связи их с величиной и распределением напряжений пока не представлялось возможным.

Однако такие характеристики, как сохранение размеров и устойчивость формы обрабатываемых тел, сопротивление усталости и т. д.,



Фиг. 165. Отрезок поршневого штока, установленный на токарном станке для определения собственных напряжений.

зависят непосредственно от величины и распределения остаточных напряжений. Поэтому уже Калакуцкий¹, также Гейн и Бауэр² разработали и применили способ, который дает возможность получить исчерпывающие данные о величине и распределении остаточных напряжений в прутках и листах.

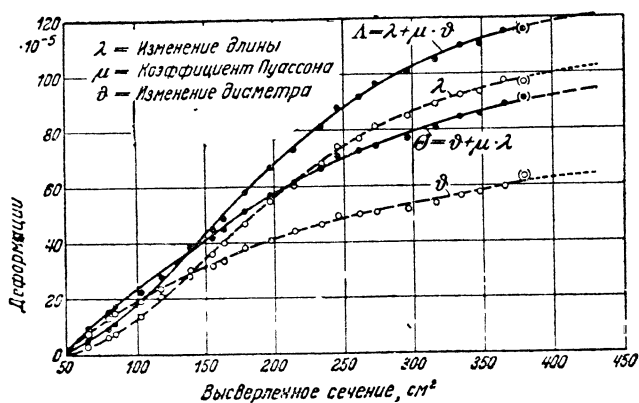
В самое последнее время отмечен ряд весьма серьезных аварий, вызванных остаточными напряжениями, которые показали, насколько до сих пор недооценивалось значение этих напряжений³. С тех пор проведено большое число исследований, при которых даже в весьма сложных случаях удавалось установить точно напряженное состояние. Исследования Гейна и Бауэра положили начало оживленной исследовательской деятельности, которая привела к разработке достаточно точного и практически пригодного способа измерения остаточных напряжений.

¹ Kalakoutzky, N.: Investigations into the Internal Stresses in Cast, Iron and Steel. London 1888.

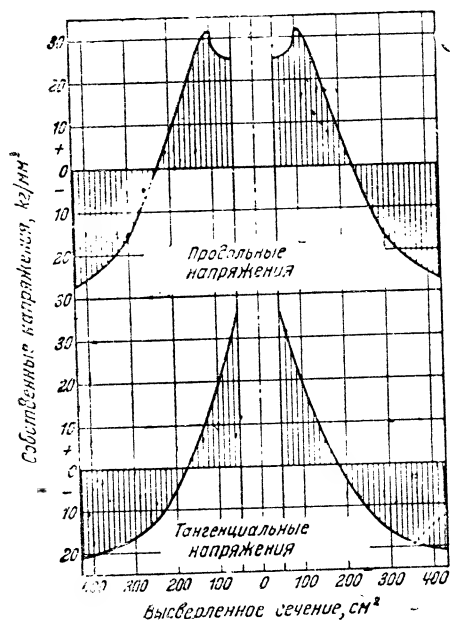
² Heyn, E. u. O. Bauer: Int. Z. Metallorg. Bd. 1 (1911) S. 16—50; Stahl u. Eisen Bd. 31 (1911) S. 760—765. Heyn, E.: Stahl u. Eisen Bd. 32 (1912 II) S. 2097—2098; J. Inst. Met. Lond. v. 12 (1914 II) P. 3—37; Stahl u. Eisen Bd. 37 (1917) S. 442—448, 474—479, 497—500; Mitt. Mat.-Prüf.-Amt Bd. 35 (1917) S. 1—25.

³ Sachs, G., Metallwirtsch. Bd. 7 (1928) S. 1277.

В настоящее время удается надежно устанавливать напряжения до нескольких кг/мм² в прутках и трубах¹. Объектом для измерения



Фиг. 166. Изменение длины λ и диаметра δ при высверливании поршневого штока диаметром 230 мм с сильными собственными напряжениями, вызванными термической обработкой.



Фиг. 167. Собственные напряжения в поршневом штоке.

служат обычно достаточно длинные отрезки прутков, которые постепенно высверливаются с центральной части, причем после снятия отдельных слоев каждый раз устанавливаются изменения длины и диаметра прутка². На фиг. 165 показана установка для прутков больших диаметров. Из относительных изменений длины $d\lambda$ и диаметра $d\delta$ при постепенном сверлении до сечения f (ср. фиг. 166) можно вычислить напряжения s , t , r , в трех главных направлениях — продольном (осевом) направлении, по окружности (тангенциальном) и поперечном (радиальном) направлении — на основании следующих уравнений:

$$\left. \begin{aligned} s &= E' [(f_b - f) \frac{d\lambda}{df} - \lambda] \\ t &= E' [(f_b - f) \frac{d\delta}{df} - \frac{f_b + f}{2f} \delta] \\ r &= E' \frac{f_b - f}{2f} \delta, \end{aligned} \right\} \quad (26)$$

¹ Sachs, G.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 352—357; Z. VDI Bd. 71 (1927) S. 1511—1516; Metallwirtsch. Bd. 7 (1928) S. 1277. Bd. 8 (1929) S. 343—347. Fahrenhorst, W. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 783—788, 880—881. Bühler, H.: Mitt. Ver. Stahlw. Bd. 2 (1931) S. 149—192. Bühler, H., H. Buchholtz u. E. H. Schulz: Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 5 (1931/32) S. 413—418. Buchholtz, H. u. H. Bühler: Stahl u. Eisen Bd. 52 (1932) S. 490—492; Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 5 (1931/32) S. 247—251, 253—256, Bd. 6 (1932/33) S. 335—340. Bühler, H. u. E. Scheil: Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 6 (1932/33) S. 283—288, Bd. 7 (1933/34) S. 359—363.

² Ср. также Mesnager: C. R. Acad. Sci., Paris v. 169 (1919) P. 1391—1393. Portevin, A.: C. R. Acad. Sci., Paris v. 186 (1928) P. 1463—1465.

где

$$\Lambda = \lambda + \rho\vartheta, \quad \vartheta = \vartheta + \rho\lambda, \quad E' = \frac{E}{1-\rho^2} \quad (\rho — коэффициент Пуассона) \text{ и}$$

f_0 — первоначальное внутреннее сечение (для целого прутка $f_0 = 0$). Фиг. 167 показывает определенные таким образом из фиг. 166 собственные напряжения.

Указанный способ расчета предполагает большую или меньшую симметрию вращения для напряженного состояния, иначе говоря, что напряженное состояние одинаково во всех точках поверхности. Для многих технических случаев это подтверждается с достаточной точностью. Другой способ разделения тела позволяет также установить распределение напряжений, причем точность в этом случае оказывается сильно пониженной¹. Все способы, при которых измерения производятся вблизи вырезанных участков, сопряжены с значительной ненадежностью².

§ 87. Приближенные методы измерения собственных напряжений

Наряду с точным методом измерения напряжений особенно заслуживают внимания еще и такие методы, которые хотя и не охватывают сразу пространственного распределения напряжений, но зато дают заключение относительно их распределения по сечению. Образование трещины (фиг. 157 и след.) обычно обязано или продольным или тангенциальным напряжениям: при этом величина и распределение обоих видов напряжений часто весьма сходны. Поэтому были разработаны методы, позволяющие устанавливать оба вида напряжений независимо друг от друга.

По первоначальному способу Гейна и Бауэра³ измерялись лишь изменения длины d на обтачиваемом (или высверливаемом) цилиндре. Из этих изменений вычислялись продольные напряжения по следующей формуле, вытекающей из уравнения (26):

$$s = E[(f - f_a) \frac{d\lambda}{df} - \lambda], \quad (27a)$$

причем f_a — первоначальное внешнее сечение.

Подобным же образом вычисляются тангенциальные напряжения из изменений диаметра $d\vartheta$ обтачиваемого кольца⁴

$$t = E[(f - f_a) \frac{d\vartheta}{df} - \frac{f + f_a}{2f} \vartheta]. \quad (27b)$$

Напряжения в листовом материале вычисляются из изменений длины, определяемых при снятии поверхности с обеих сторон⁵.

По сравнению с точным методом измерения только что описанные приближенные методы являются лишь мерой, вызванной необходи-

¹ Kirchberg, G.: Forschungsarb. VDI 1932 Heft 357; ср. Z. VDI Bd. 77 (1933) S. 732.

² Cp. H. Buchholtz u. H. Bühler: Stahl u. Eisen Bd. 52 (1932) S. 490—492.

³ Heyn, E. u. O. Bauer: Int. Z. Metallorg. Bd. 1 (1911) S. 16—50. Heyn, E.: J. Inst. Met., Lond. v. 12 (1914 II) P. 3—37.

⁴ Siebel, E.: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 11 (1929) S. 123—138.

⁵ Heyn, E. u. O. Bauer: Stahl u. Eisen Bd. 31 (1911) S. 760—765.

мостью. Результаты их недостаточно надежны¹. При применении этих методов не достигается также и основная цель приближенных методов — ограничиться возможно немногими и не требующими очень высокой точности измерениями.

Для труб указываются еще несколько подобных методов измерения. Давиденков² по искривлению продольных или кольцевых срезов вычисляет вначале напряжения, существующие при линейном распределении продольных или тангенциальных напряжений. Затем эти же (или другие) отрезки трубы подвергаются равномерному травлению с одной стороны; при постепенном удалении слоев из соответствующих деформаций вычисляются оставшиеся еще в сечении напряжения. Последняя часть этого способа может служить также для более точного определения напряжений в листах и полосах³. Подобный этому способ предлагает Фокс, который удаляет поверхность с двух сторон⁴. Однако таким путем невозможно установление действительного напряженного состояния.

Далее, можно определять одни только поверхностные напряжения, вырезая тонкие полоски и наблюдая изменение расстояния λ между отметками, нанесенными на поверхности. Тогда просто:

$$s = -E \cdot \lambda. \quad (28a)$$

При отделении кольца тангенциальные напряжения получаются соответственно из изменений диаметра⁵:

$$t = -E \cdot \vartheta. \quad (28b)$$

Большое применение находит вырезка узких полос⁶ и колец⁷ при изучении напряжений также в тонкостенных трубах и полых телах. По искривлению судят о действовавшем изгибающем моменте. Правда, величина искривления и изгибающий момент не дают действительной меры для действовавших напряжений; однако в очень многих случаях величина напряжений следует приблизительно параллельно изгибающему моменту. Для приближенных расчетов принимают линейное распределение напряжений. Тогда величину поверхностных напряжений s_a получают из измерения стрелы прогиба f первоначально прямой полосы длиной l и толщиной d :

$$s_a = E \cdot \frac{4 \cdot d \cdot f}{l^2}$$

¹ Sachs, G.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 352—357. Portevin, A.: C. R. Acad. Sci., Paris. v. 186 (1928) P. 939—941. Buchholtz, H. u. H. Bühler: Stahl u. Eisen Bd. 52 (1932) S. 490—492.

² Dawidenkow, N.: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 25—29.

³ Stäblein, F.: Kruppsche Mh. Bd. 12 (1931) S. 93—99.

⁴ Fox, J.: Engineering v. 129 (1930) P. 65—67; ср. также D. K. Crampton Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1933 P. 194—225.

⁵ Kalakoutzky, N.: Investigations into the Internal Stresses in Cast Iron and Steel. London 1888. Klein, H.: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 11 (1929) S. 331—352. Oding, J. A.: Anz. Elektrotechn. (russ.) 1930 S. 414—422.

⁶ Hatfield, W. H. a. G. L. Thirkell: J. Inst. Met., Lond. v. 22 (1919 II) P. 67—126. Jones, E. O. a. E. Whitehead: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. v. 73 (1926) P. 834—849. Crampton, D. K.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 P. 233—255.

⁷ Anderson, R. J. a. E. G. Fahlmann: J. Inst. Met., Lond. v. 32 (1924 II) P. 367—383, v. 34 (1925 II) P. 271—300.

или из изменения радиуса кривизны вырезанного из трубы кольца с r_0 на r_1

$$s_a = E \cdot \frac{d}{2} \left(\frac{1}{r_0} - \frac{1}{r_1} \right). \quad (29)$$

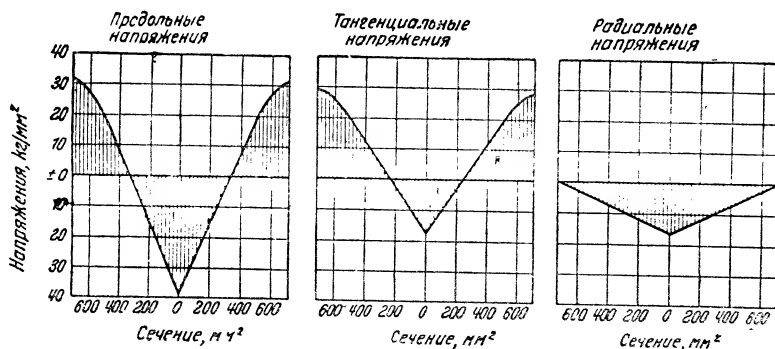
Наконец, при исследовании напряжений в листовом материале можно также снимать тонкий поверхностный слой и вычислять поверхностные напряжения из величины прогиба оставшейся части¹. Можно также снимать металл до середины листа или проволоки и вычислять поверхностные напряжения², принимая опять-таки линейное распределение напряжений в каждой половине образца.

Во многих случаях удовлетворяются только указанием величины прогиба, отказываясь от мало надежного вычисления напряжений.

Еще один приближенный способ измерения напряжений состоит по Ретеру и Матару³ в том, что в изделии высверливаются отверстия и измеряются возникшие при этом деформации вблизи этих участков. На основании эталонных кривых получают таким образом известное представление о напряженном состоянии.

§ 88. Остаточные напряжения при различных процессах деформирования

Как уже было сказано в § 80, любая неравномерная холодная деформация может вызвать возникновение более или менее сильных собственных напряжений⁴.



Фиг. 168. Остаточные напряжения в тянутом латунном прутке.

Напротив, после горячей обработки напряжения почти не сохраняются⁵, так как господствующие при этом температуры обычно со-

¹ Merica, P. D. a. R. W. Woodward: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. v. 9 (1915) P. 298. Dawidenkow, N. u. W. Bugakow: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 1—16.

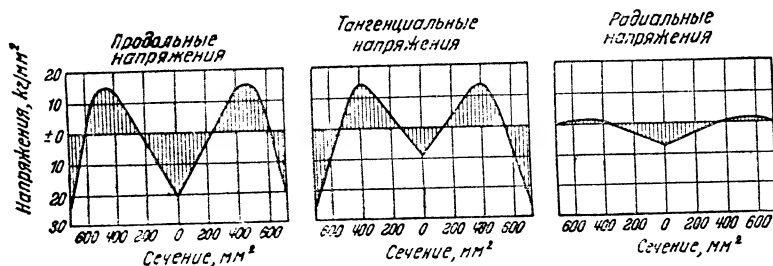
² Linicus, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanglose Formung) (1931) S. 38—67.

³ Mathar, J.: Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 6 (1932/33) S. 277—281. Röttscher, F.: Z. VDI Bd. 77 (1933) S. 373—378.

⁴ Cp. M. Polanyi u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 33 (1925) S. 692—705.

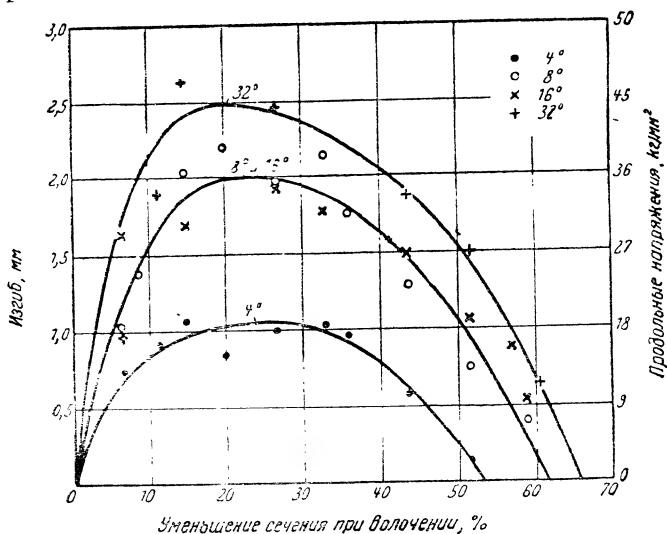
⁵ Portevin, A.: Rev. Metallurg. v. 21 (1924) P. 729—733. Fahrenhorst, W. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 783—788. Friederici, A.: Masch.-Bau Bd. 10 (1931) S. 358—360. Newson, I. E. a. A. Wragg: J. Inst. Met., Lond. v. 46 (1931 II) P. 389—393.

вершено достаточны для полного их снятия. Если несмотря на это в катаных балках все же находят эти напряжения¹, то они, вероятно, не являются результатом обработки, а объясняются быстрым и неравномерным охлаждением.



Фиг. 169. Остаточные напряжения в тянутом латунном прутке после обкатки.

Распределение напряжений в холоднообработанном материале характерно в общем для данного процесса деформирования. Растягивающие напряжения σ наружной поверхности всегда присутствуют в тянутых прутках и проволоке (фиг. 165), в особенности при протяжке труб без оправки и чистой глубокой вытяжке (без утонения листа) по-



Фиг. 170. Изгиб и вычисленные отсюда величины остаточных напряжений по длине разрезанной латунной проволоки в зависимости от степени деформации и угла наклона стенок волокна.

лых тел (см. ниже). При этом растягивающие напряжения, особенно опасные в смысле образования трещин, обычно обнаруживаются как в продольном направлении, так и по окружности. Они приблизительно одинаковы по величине в обоих направлениях. По направлению внутрь

¹ Howard, J. E.: Trans. Faraday Soc. v. 17 (1921) P. 117—122; Engineering v. 111 (1921) P. 693. W y s s, Th.: Denkschr. Eidgen. M. P. A. Zürich 1930.

растягивающие напряжения постепенно уменьшаются и переходят в сжимающие. Каковы поверхностные напряжения в катаных листах и лентах, пока не совсем ясно. Во всяком случае растягивающие напряжения на поверхности не являются здесь столь высокими. Прогладка в вальках отожженного материала приводит к высоким сжимающим напряжениям в тонком поверхностном слое¹.

Величина остаточных напряжений в сильной степени зависит от различных факторов.

С увеличивающейся степенью деформации за один переход напряжения растут вначале очень сильно и достигают максимума при степенях деформации около 20%². Затем они медленно уменьшаются и понижаются почти до 0 (фиг. 170) в проволоках³ и трубах⁴, претерпевших весьма сильные обжатия, как это обычно для латуни.

По опытам Давиденкова и Бугакова⁵ с листовой латунью собственные напряжения с увеличением общей степени обжатия переходят через максимум при малых деформациях также в том случае, если обработка производится в несколько переходов.

Особое значение для величины напряжений представляет также форма инструмента. Как общее правило, деформирование на большом пути, обеспечивающее равномерное течение материала, в этом смысле благоприятно. Так, напряжения в латунной проволоке⁶ и в латунных трубах⁷ обычно тем меньше, чем толще очко волокна. То же, шовидумоу, справедливо для глубокой вытяжки⁸.

При глубокой вытяжке⁹ и в особенности также при протяжке труб¹⁰ напряжения получаются значительно меньшими в том случае, если сильно обжимается стенка, чем если толщина ее остается приблизительно неизменной.

§ 89. Уменьшение напряжений путем деформирования

Для устранения вредных собственных напряжений в технике предлагаются различные способы. Один из них состоит в том, что издельно сообщают малые деформации иного рода. Этот процесс, если возможно, связывают с правкой материала. Способ применим, следовательно, как в отношении проволоки и прутков, так и в отношении листового материала.

¹ Newson, I. E. a. A. Wragg: J. Inst. Met., Lond. v. 46 (1931 II) P. 383—393.

² Geisz, W. u. J. A. M. van Liempt: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 133 (1924) S. 107—112. Köster, W.: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 154 (1926) S. 197—208.

³ Linicus, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 38—67.

⁴ Jung-König, W. u. W. Linicus u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 395—401.

⁵ Dawidenkow, N. u. W. Bugakow: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 1—6.

⁶ Linicus, W. u. G. Sachs: a. a. O.

⁷ Jung-König, W. u. W. Linicus u. G. Sachs: a. a. O.

⁸ Grimston, F. S.: J. Inst. Met., Lond. v. 39 (1928 I) P. 255—277.

⁹ Bassett, W. H.: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. v. 18 (1918) P. 153—162.

¹⁰ Vaudray, R. H. N. a. W. E. Ballard: Trans. Faraday Soc. v. 17 (1921) P. 52—57. Anderson, R. J. a. E. G. Fahlmann: J. Inst. Met., Lond. v. 32 (1924 II) P. 367—383. Pinkerton, A. a. W. H. Tait: J. Inst. Met., Lond. v. 36 (1926 II) P. 233—241. Crampton, D. K.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930. P. 233—255. Ostermann, F.: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 329—336. Krecek, A.: Z. Metallkde. Bd. 23 (1931) S. 178—185. Jung-König, W. u. W. Linicus u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 395—401. Fox, J.: Engineering u. 136 (1933) P. 375—376.

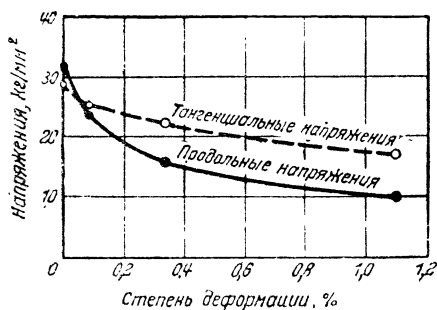
Правка уменьшает растягивающие напряжения лишь постепенно, как показывает фиг. 171¹. Еще и после деформации в один процент в тянутой латуни сохраняется почти половина собственных напряжений. Продольные напряжения исчезают при этом быстрее, чем поперечные, в общем же напряженное состояние сохраняется в том виде, как оно существует в тянутом материале.

В производстве для правки прутков и труб применяют часто особые приспособления (отделочные станы, роликовые правильные машины), в которых прутки получают вращательное движение, как при косой вальцовке, и несколько утолщаются (ср. § 110). При этом процессе растягивающие напряжения в поверхностных слоях в зависимости от степени обкатки значительно уменьшаются или даже переходят в сжимающие напряжения². Это относится

в одинаковой степени как к продольным, так и к поперечным напряжениям.

Фиг. 168 представляет диаграмму остаточных напряжений в латунном прутке после протяжки, фиг. 169 — то же после обкатки. Согласно последней диаграмме обкатка изменяет напряжения лишь в тонком поверхностном слое толщиной в несколько мм: в остальной части прутка напряженное состояние сохраняется почти неизменным. Поэтому даже после подобной обработки прутки склонны к образованию трещин.

Фиг. 171. Влияние правки на величину остаточных напряжений в тянутых латунных прутках.



О влиянии правки путем поперечного изгиба в одну и другую сторону пока нет никаких данных. Обычные в практике малые деформации, осуществляемые при изгибании, выколачивании и т. п., приводят к общему уменьшению напряжений³. Однако, как и следует ожидать, действие подобных мероприятий далеко несовершенно.

Как бы то ни было, из вышеизложенного следует, что собственные напряжения, вызванные одним процессом деформирования, могут быть изменены по величине и знаку другим процессом. При достаточно большой степени деформации первоначальная обработка уже не может быть обнаружена по собственным напряжениям.

§ 90. Устранение собственных напряжений путем отпуска

Единственное средство, которое приводит к существенному снятию напряжений, состоит в нагреве изделия при достаточно высоких тем-

¹ Sachs, G.: Z. VDI Bd. 71 (1927) S. 1511—1516.

² Bassett, W. H.: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. v. 18 (1918) P. 153—162. Sachs, G.: Z. VDI Bd. 71 (1927) S. 1511—1516. Portevin, A.: C. R. Acad. Sci., Paris v. 186 (1928) P. 1463—1465. Bauer, O. u. K. Memmler: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 8 (1929). Fahrenhorst, W. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 783—788. Beckinsale, S.: J. Inst. Met., Lond. v. 29 (1931 I) P. 285—293. Newson, J. E. a. Wragg: J. Inst. Met., Lond. v. 46 (1931 II) P. 383—393.

³ Merica P. D. a. R. W. Woodward: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. v. 18 (1918) P. 165—178. Bassett, W. H.: a. a. O. Beckinsale, S.: a. a. O. Wunder, W.: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 357—359.

пературах. Однако практически полное снятие напряжений во многих случаях наступает лишь при рекристаллизации, благодаря чему также и этот способ не является совершенным. Охлаждение после отпуска должно производиться достаточно медленно, чтобы опять-таки не вызывать напряжений при охлаждении.

Особенно подробно исследован отпуск в связи с явлением растрескивания у латуней. Применяемый теперь повсеместно отпуск на артиллерийских заводах был известен, повидимому, издавна¹. Многочисленные исследования показывают, что при правильном отпуске вредное влияние собственных напряжений устраняется². Часто достаточно уже нагрева при температурах ниже 200°.

Для понижения собственных напряжений до нескольких кг/мм² и действительно полного устранения их вредного влияния необходим значительно более основательный отпуск. Мур и Бекинзель указывают на основании своих опытов с изготовленными путем выдавливания чашами из 70%-ной латуни следующие режимы отпуска, устраняющие растрескивание в растворе азотной кислоты ртути³.

200°	96 час.	275°	1 час.
225°	48 "	300°	20 мин.
250°	5 "	325°	5 "

Для латуни Л63⁴, также для адмиралтейской латуни (70% Cu, 29% Zn, 1% Sn)⁵ необходимы несколько более высокие температуры или несколько большие длительности отпуска, скажем при 275° два часа или при 300° один час. Для снятия напряжений в мунцевой латуни (Л60) возможны, напротив, более низкие температуры, например 175—200°, 20—30 мин.⁶. Для нейзильбера достаточно отпуска при 250° один час или при 300° 30 мин.⁷.

Опыты показали далее, что влияние отпуска на твердость деформированной латуни неощутимо⁸; напряжения независимо от их первоначальной величины уменьшаются приблизительно одинаково с повышением температуры (фиг. 172).

В практике часто важно устранить действие собственных напряжений, сохраняя в то же время достигнутое при деформировании упрочнение материала. Однако, как известно, любой материал раз-

¹ Hatfield, W. H. a. G. L. Thirkell: J. Inst. Met., Lond. v. 22 (1919 II) P. 67—126. Leistner, G.: Z. Metallkde. Bd. 16 (1924) S. 429.

² Merica, P. D. a. R. W. Woodward: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1915 P. 298; U. S. Technol. Pap. Bur. Stand. 1917 Nr. 82; Proc. Amer. Soc. Test. Mat. v. 18 (1918) P. 165—178. Merica, P. D.: U. S. Technol. Pap. Bur. Stand. 1916 Nr. 83. Merica P. D. u. C. P. Karr: U. S. Technol. Pap. Bur. Stand. 1916 Nr. 84. Price, W. B.: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. v. 18 (1918) P. 179—188. Hatfield, W. H. a. G. L. Thirkell: J. Inst. Met., Lond. 22 (1919 II) P. 67—126. Anderson, R. J. a. E. G. Fahlmann: J. Inst. Met., Lond. v. 34 (1925 II) P. 271—300.

³ Moore, H. a. S. Beckinsale: J. Inst. Met., Lond. v. 23 (1920 I) P. 225—245; Trans. Faraday Soc. v. 17 (1921) P. 162—192.

⁴ Masing, G.: Z. Metallkde. Bd. 16 (1924) S. 257—264, 301—307. Masing, G. u. C. Haase: Wiss. Veröff. Siemens-Konz. Bd. 3, 2 (1924) S. 22—38.

⁵ Moore, H. a. S. Beckinsale: J. Inst. Met., Lond. v. 27 (1922 I) P. 149—181.

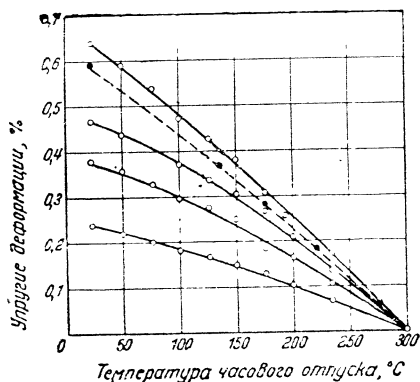
⁶ Beckinsale S.: J. Inst. Met., Lond. v. 29 (1931 I) P. 285—293.

⁷ Jones, E. O. a. E. Whitehead: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. v. 73 (1926) P. 834—849.

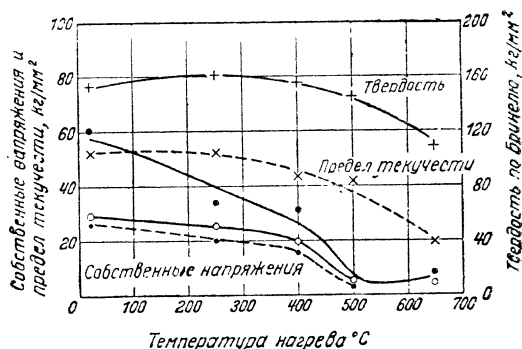
⁸ Moore, H. a. S. Beckinsale: J. Inst. Met., Lond. v. 23 (1920 I) P. 225—245, v. 27 (1922 I) P. 149—181. Masing, G.: Z. Metallkde. Bd. 16 (1914) S. 257—264, 301—307. Masing, G. u. C. Haase: Wiss. Veröff. Siemens-Konz. Bd. 3. 2 (1924) S. 22—38.

упрочняется тем раньше, чем выше его упрочнение (ср. § 28). Указанные ранее режимы отпуска применимы поэтому лишь до определенного максимума упрочнения материала, если требуется полное сохранение твердости. Для 70%-ной латуни верхний предел лежит примерно при 150 единицах Бринеля, т. е. при твердости, которая практически редко достигается: для 63%-ной латуни она лежит при 130 единицах. У мунца снятие напряжений происходит почти целиком, в то время как твердость остается неизменной.

Поэтому на практике часто выбирают компромисс: или стремятся к максимальному снятию напряжений, мирясь с определенным упрочнением материала, или же, наоборот, стремятся сохранить возможно высокую твердость, допуская при этом более высокие напряжения. При



Фиг. 172. Влияние температуры отпуска на величину остаточных напряжений в изогнутых латунных полосах (по Мазингу).



Фиг. 173. Влияние температуры отпуска на величину остаточных напряжений и механические свойства тянутых стальных прутков (сталь 37.11; диаметр 48 мм; степень деформации при протяжке 80%).

- продольные напряжения.
- тангенциальные напряжения.
- радиальные напряжения.

большом числе объектов, с которыми приходится встречаться в практике, невозможно дать какие-либо общие указания на этот счет; наиболее благоприятный режим отпуска необходимо разрабатывать в каждом отдельном случае отдельно.

Напряжения, возникающие при волочении обычной углеродистой стали (фиг. 173), практически полностью снимаются при многочасовом отпуске при 500°, в то время как твердость, приобретенная при волочении, в большей своей части сохраняется¹. То же относится к напряжениям, полученным при закалке². Для хромоникелевой стали минимальная необходимая температура составляет 600°³.

¹ Heyn, E. u. O. B. Bauer: Int. Z. Metallogr. Bd. 1 (1911) S. 16—50. Heyn, E.: J. Inst. Met., Lond. v. 12 (1914 II) P. 3—37. Bühler, H.: Mitt. Ver. Stahlw. Bd. 2 (1931) S. 149—192.

² Portevin, A.: C. R. Acad. Sci., Paris v. 175 (1922) P. 959—961. Sachs, G.: Metallwirtsch. Bd. 8 (1929) S. 343—347. Bühler, H.: Mitt. Ver. Stahlw. Bd. 2 (1931) S. 149—192. Bühler, H., H. Buchholtz u. E. H. Schulz: Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 5 (1931/32) S. 413—418. Stäblein, F. Kruppsche Mh. Bd. 12 (1931) S. 93—99.

³ Portevin, A.: a. a. O. Mailänder, R.: Kruppsche Mh. Bd. 12 (1931) S. 139—147; Stahl u. Eisen Bd. 51 (1931) S. 662—670.

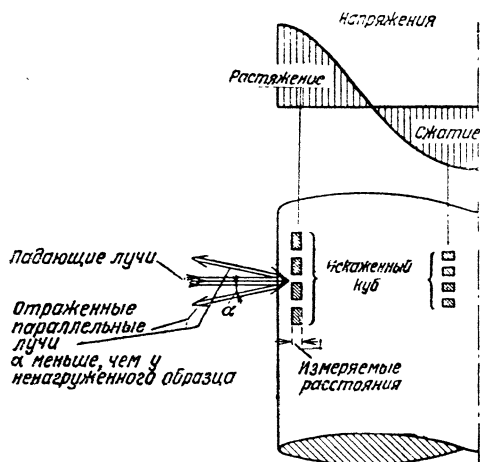
§ 91. Собственные напряжения более высокого рода

В результате холодного, а также и горячего деформирования в кристаллических телах могут возникать также напряжения совершенно иного рода, чем описанные в предыдущих параграфах, и притом независимо от того, какую деформацию претерпевает тело, гомогенную (растяжение, сжатие) или негомогенную. Вследствие кристаллического строения металлов деформация и не может быть действительно равномерной. Она кажется равномерной лишь в больших участках. Если же рассмотреть отдельные кристаллиты, то обнаружится, что вследствие взаимной помехи деформация их совершенно неравномерна. В результате возникают собственные напряжения, которые распределяются в соответствии с этими неравномерностями.

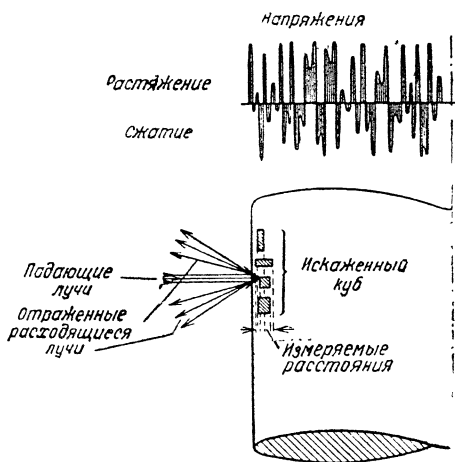
С этими скрытоупругими напряжениями (собственными напряжениями второго рода) связан ряд известных явлений, которые имеют значение в особенности для применения металлов в прецизионных приборах. Это — упругое последствие, упругий гистерезис, изменчивость упругих констант и тому подобные вопросы, которые будут рассмотрены в ближайших параграфах.

§ 92. Напряжения и рентгеновы лучи

Зависимость между собственными напряжениями (первого рода) и скрытоупругими станет ясной, если рассмотреть их отношение к рент-



Фиг. 174. Действие тела с собственными остаточными напряжениями (1-го рода) на рентгеновы лучи



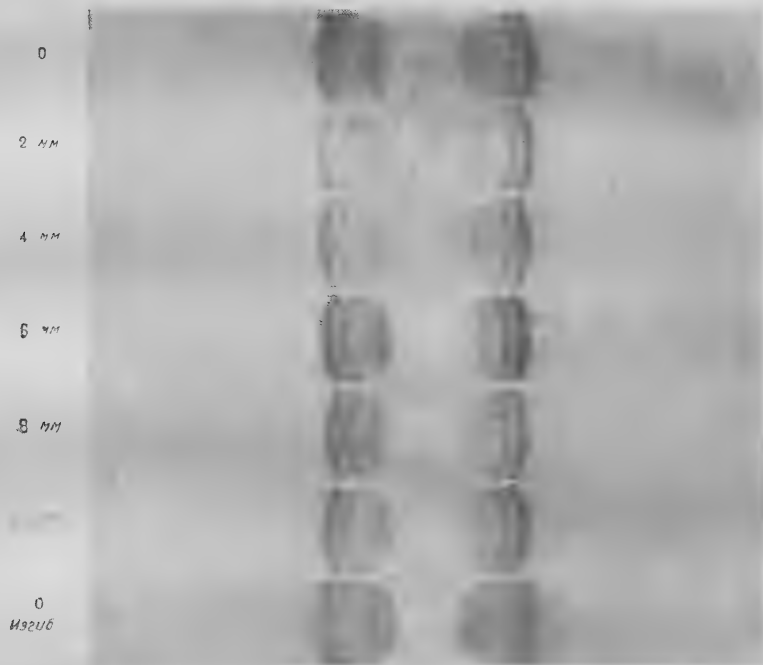
Фиг. 175. Действие тела с скрытоупругими напряжениями на рентгеновы лучи.

геновым лучам. Пучок лучей сечением в несколько мм, выходящих через диафрагму рентгеновской трубки, захватывает лишь малую часть исследуемого металлического изделия. Глубина проникания рентгеновых лучей незначительна; даже в случае легко пропускающих эти лучи материалов, как алюминий, она составляет при применяемых мягких рентгеновых лучах (медное, железное, никелевое, кобальтовое излучение) лишь несколько десятых мм.

Изделие при наличии в нем собственных напряжений (первого рода)

ведет себя по отношению к рентгеновым лучам точно так же, как упруго напряженное, скажем при изгибании, тело. При распределении напряжений в том виде, как указано на фиг. 174, для тянутого прутка луч захватывает лишь удлиненный вследствие наличия растягивающих напряжений уменьшенного сечения куб в очень тонком поверхностном слое, следовательно, практически лишь некоторое число одинаково сильно растянутых участков решетки (фиг. 176).

Требуемая для установления этих незначительных деформаций, лежащих обычно много ниже 1%, точность для рентгеновых лучей



Фиг. 176. Влияние в большей части упругого изгиба (с растягивающими напряжениями у поверхности) дуралюминового стержня на интерференции на прецизионных рентгенограммах (уменьшение диаметра интерференций).

очень высока. Для этого необходимы специальные приспособления, в которых улавливаются лишь отраженные назад под углом 120° — 180° лучи; для больших объектов применяют пластинки или плоские пленки (метод съемки на задних линиях Закса-Виртса), которые целесообразно еще вращать в их плоскости¹.

Пользуясь этим методом, можно обнаружить, например при съемке изогнутой дуралюминовой полосы, как смещаются интерференции с возрастающим удлинением растянутой стороны². Из этих смещений с достаточной для практических целей точностью (± 2 кг/мм²) вычисляются напряжения (фиг. 177).

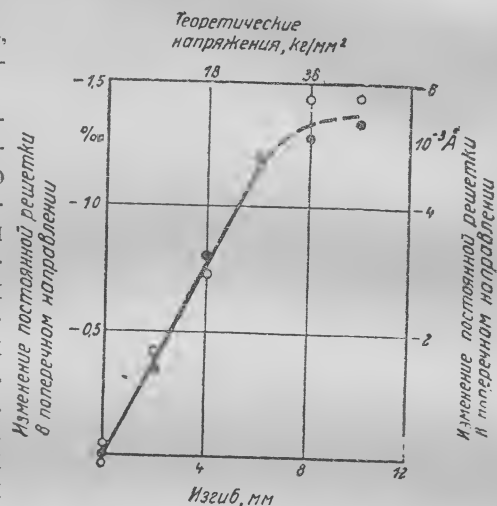
¹ Sachs, G. u. J. Weerts: Z. Physik Bd. 60 (1930) S. 481—490, Bd. 64 (1930) S. 344—358. Weerts, J.: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 138—141. Wever, F. u. H. Möller: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 15 (1933) S. 59—69.

² Sachs, G. u. J. Weerts: Z. Physik Bd. 64 (1930) S. 344—358.

Этот метод позволяет обнаруживать и измерять как упругие напряжения, так и напряжения, возникшие при остаточном изгибе и прокатке железных листов¹.

В указанных случаях речь шла, однако, о сравнительно слабо пластически деформированных телах.

Если, напротив, рентгенограмма снимается с сильно тянутой проволоки, то она выглядит совершенно иначе (фиг. 178). Резкие, точно измеряемые интерференции сменяются размытыми линиями². Это изменение следует объяснить только таким образом, что теперь луч в соответствии с фиг. 175 встречает на своем пути элементы решетки весьма различной формы, следовательно, с очень различными напряжениями. При этом напряжения в самом наружном слое тянутой проволоки должны чрезвычайно сильно колебаться по своей величине (фиг. 175), так как расширение линий больше, чем ожидаемое вследствие присутствия возможных остаточных напряжений смещение. Эти колебания около среднего значения, выраженные в единицах напряжения, являются скрытоупругими напряжениями.



Фиг. 177. Влияние изгиба на постоянную решетки дуралюмина на растянутой стороне.

Фиг. 178. Прецизионные рентгенограммы тянутой золотой проволоки. Размытые линии вследствие присутствия собственных напряжений.



Фиг. 179. Прецизионные рентгенограммы золотой проволоки, отожженной при 250°, 1/2 часа. Резкие линии благодаря устранению собственных напряжений.

¹ Arkel, A. E. van u. W. G. Burgers: Z. Metallkde. Bd. 23 (1931) S. 149—151. Wever, F. u. H. Möller: Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 5 (1931/32) S. 215—218. Möller, H. u. I. Barbers: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforschg. Düsseld. Bd. 16 (1934) S. 21—31. Berthold, R.: Z. techn. Physik Bd. 15 (1934) S. 42—48.

² Arkel, A. E. van: Physica Bd. 5 (1925) S. 208—212. Dehlinger, U.: Z. Kristallorg. Bd. 65 (1927) S. 615—631. Caglioti, V. u. C. Sachs: Z. Physik Bd. 71 (1932) S. 647—654.

Можно было бы также определить смещение из кривых интенсивности интерференций, снятых с помощью фотометра. Однако до сих пор не исследовалось, достигается ли при этом необходимая точность. Если интерференции сильно размыты, как это имеет место для большинства сильно деформированных материалов (фиг. 179). Если, напротив, деформации не превышают известного предела, то как показывает фиг. 180 на рентгенограммах растянутой меди, интерференции еще хорошо поддаются измерению¹. Определение собственных напряжений или напряжений от нагрузки в этом случае, как уже упомянуто, возможно с достаточной точностью.



Фиг. 180. Влияние растяжения медного стержня на интерференции на предельных рентгенограммах (размытие К α -дублета).

Фиг. 180 позволяет одновременно обнаружить принципиальную разницу между собственно остаточными напряжениями и скрытоупругими. При растяжении вовсе не возникает остаточных напряжений (ср. § 80), однако развиваются сильные скрытоупругие напряжения. Последние всегда увеличиваются со степенью деформации, приблизительно в соответствии с возрастанием предела текучести, в то время как остаточные напряжения зависят от совсем иных условий деформирования (ср. § 88).

Тем не менее в обоих случаях речь идет о действительных собственных напряжениях, к которым применимо это понятие из механики. Особенно ясно это проявляется в том, что величина скрытоупругих напряжений падает с повышением температуры по тому же закону, как и величина собственно остаточных напряжений². т. е. значительно ранее упрочнения. При достаточно высоком отпуске интерференции поэтому становятся вновь резкими, как видно на фиг. 179.

В последнее время при помощи рентгеновых лучей было установлено еще одно изменение решетки, которое далеко не укладывается в понятие о напряжении. Речь идет об измерении интенсивности рентгеновских линий с деформацией; это явление объясняется как неравномерное удаление атомов от их положений равновесия в решетке³. Какое значение имеет этот физический процесс, пока не ясно; возможно, что это давно искомое изменение кристаллической решетки, которым следует объяснить упрочнение.

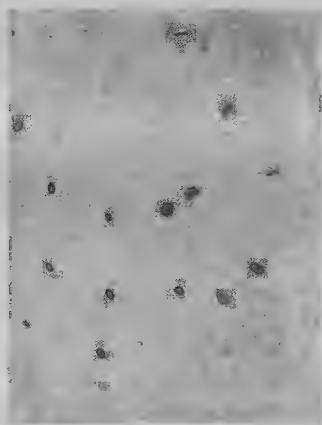
Необходимо упомянуть еще об одном крайне интересном рентгеновском эффекте, который возникает при деформировании кристалла.

¹ Caglioti, V. u. G. Sachs: a. a. O. Wever, F. u. B. Pfarr: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Dusseld. Bd. 15 (1933) S. 137—145.

² Sekito, S.: Sci. Rep. Tohoku Univ. v. 16 (1927) P. 343—355, v. 17 (1928) P. 1227—1236. Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Metallkde Bd. 19 (1927) S. 410—411. Arkel, A. E. van u. W. G. Burgers: Z. Physik Bd. 48 (1928) S. 690—702. Wever, F. u. B. Pfarr: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Dusseld. Bd. 15 (1933) S. 137—145.

³ Hengstenberg, J. u. H. Mark: Z. Physik Bd. 61 (1930) S. 435—453. Hengstenberg, J.: Metallwirtsch. Bd. 9 (1930) S. 465—468.

Интерференционные пятна на снимке неподвижного монокристалла с неискаженной решеткой при применении смешанного рентгеновского света (непрерывного излучения) представляют просто отражение пучка лучей от плоских кристаллических поверхностей, т. е. могут быть, смотря по форме диафрагмы, круглыми, четырехугольными и т. д. (фиг. 181). Если, напротив, кристалл деформирован, то эти пятна Лауэ вытягиваются в приблизительно радиальные полосы (фиг. 182). Этот эффект можно хорошо объяснить вращением отражающих лучи кристаллических поверхностей друг относительно друга¹. Напротив, этот «астеризм» не дает никаких указаний о наличии напряжений в кри-



Фиг. 181. Лауэграмма неискаженного монокристалла алюминия.



Фиг. 182. Лауэграмма растянутого кристалла алюминия.

сталле; поэтому все попытки, направленные к объяснению этим путем напряжений, следует признать безрезультатными. С другой стороны, следует ожидать, что более точные исследования астеризма приведут к весьма ценным заключениям относительно кристаллографического механизма деформации².

§ 93. Изменение упругих свойств при деформировании и отжиге

Определение упругих констант для металлических материалов в настоящее время еще недостаточно надежно. Сообщаемые в литературе величины упругих констант для тех или иных материалов весьма значительно расходятся между собой³. Так, для меди значения модуля упругости установлены между 11 000 и 13 000 кг/мм².

Столь большие различия тем более удивительны, что упругие свойства металла считаются свойствами, не зависящими от структуры⁴.

¹ Cp. E. Schiebold: Z. Metallkde. Bd.16 (1924) S. 417—425, 462—481.

² Taylor, G. J.: Trans. Faraday Soc. 1927 P. 121—125. Yamaguchi, K.: Sci. Pap. Inst. phys. chem. Res., Tokyo v. 11 (1929) P. 151—159, 233—241. Burger, W. G.: Z. Physik Bd. 67 (1931) S. 605—678; Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 251—255, 265—267. Konobejewski, S. u. J. Mierer: Z. Kristallogr. Bd. 81 (1932) S. 69. Seljakow, H. J.: Z. Kristallogr. Bd. 83 (1932) S. 426—447.

³ Cp. Landolt-Börnstein: 5 Aufl., Erg.-Bd. 1 S. 13—34, Erg.-Bd. 2. S. 25—29

⁴ Cp. A. Smekal: Z. VDI Bd. 72 (1928) S. 667—673.

В противоположность твердости они должны лишь незначительно изменяться при деформировании, введении добавок, термической обработке и т. д. Изменения эти возможны лишь постольку, поскольку они могут быть связаны с появлением новых кристаллических фаз. Также и теоретически трудно объяснить, каким образом электрические силы, которые действуют между атомами и электронами решетки, которые удерживают эту решетку и против сопротивления которых возникают упругие искажения, зависят от каких-либо иных факторов, кроме структуры атома и структуры решетки.

В действительности обнаруживается, что наиболее легко поддающееся измерениям упругое свойство — сжимаемость, указывающая на изменение объема при всестороннем нагружении, практически не зависит от предшествовавшей истории материала и вида испытаний.

Напротив, прочие упругие свойства, из которых наиболее полно изучен модуль упругости, повидимому, в значительной степени зависят от условий испытания.

Что касается в частности влияния деформации¹, то в настоящее время можно считать выясненным, особенно после опытов Кунце, что вызываемые деформацией изменения объясняются взаимодействием двух процессов: установлением текстуры и возникновением собственных напряжений. При растяжении медного стержня модуль упругости, например, вначале сильно уменьшается; затем достигается минимум и в конечном счете наблюдается медленный рост. Напротив, при дальнейшей обработке, которая, как, например, вылеживание в течение 24 час. или отпуск при 100°, может влиять лишь на собственные напряжения, с увеличением степени деформации наблюдается медленное возрастание модуля упругости. Такого изменения следует ожидать при упорядочении кристаллов, так как при растяжении они устанавливаются параллельно оси стержня своим направлением (111), которое обладает особенно высоким модулем упругости (ср. § 22). Следовательно, влияние собственных напряжений при растяжении, когда возникают лишь скрытоупругие напряжения, весьма значительно. В то время как благодаря упорядочению кристаллов модуль упругости меди при растяжении на 40% повышается приблизительно на 8%, собственные напряжения уменьшают модуль упругости до 15%, особенно при весьма малых растяжениях. Однако при более сильных деформациях влияние напряжений значительно понижается.

§ 94. Упругие несовершенства

По исследованиям Кунце (ср. § 93) модуль упругости деформированных металлов может значительно изменяться с течением времени или при некотором повышении температуры. Наряду с этой неустойчивостью упругих констант наблюдаются другие явления, которые мы объединяем под общим названием — упругие несовершенства.

Деформированный материал в противоположность отожженному обнаруживает упругий гистерезис². Это явление состоит в том, что

¹ Müller, W.: Forschungsarb. VDI 1918 Heft 211. Portevin, A. u. P. Chevenard: C. R. Acad. Sci., Paris v. 181 (1925) P. 716—718. Edwards, F., J. Bowen a. S. Alty: Philos. Mag. [7] v. 2 (1926) P. 321—340. Kuntze, W.: Messtechn. Bd. 4 (1928) S. 231—236; Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 14 (1930) S. 3—7. Honda, K. a. R. Yamada: Sci. Rep. Tôhoku Univ. v. 17 (1928) P. 723—742.

² Обзор литературы см. H. Fromm: Handbuch der Mechanik, Bd. 4, 1, S. 436—550, 1931.

упругие изменения формы ускоряются с возрастающей нагрузкой, а при снятии нагрузки исчезают вначале медленно, а затем также с ускорением. Это приводит к дальнейшей изменчивости упругих констант с величиной и видом нагрузки в области упругих деформаций.

Деформированный материал обладает далее упругим последствием, благодаря которому соответствующее данной нагрузке изменение формы устанавливается не сразу, но лишь постепенно¹. Особенно явно выражен этот эффект при разгрузении, когда после повидимому упругого нагружения тело сохраняет полученную деформацию, которая только постепенно исчезает затем полностью или лишь отчасти.

Наконец, оказывается еще, что при холодном деформировании переход из упругой в пластическую область более или менее сильно размывается; материал совершенно различно относится к различным нагрузкам, например к растяжению и сжатию. Эти весьма сложные явления, известные под названием «эффекта Баушингера»², приводят прежде всего к тому, что при определенных видах нагрузок предел упругости может получаться весьма низким. Это может иметь влияние также на предел текучести. Однако, на поведении материала при более сильных деформациях это обстоятельство не сказывается сколь-нибудь заметно.

Упругие несовершенства удается нацело устранить отжигом. Однако следует иметь в виду, что в таком состоянии многие материалы имеют столь малый предел текучести, что при случайных деформациях упругие несовершенства могут возникнуть вновь.

Поэтому для тех целей, где требуется равномерная и совершенная упругость от материала, применяют преимущественно деформированный и отпущенный ниже температуры разупрочнения в целях устранения собственных напряжений материал³. Часто имеют в виду также заметное повышение предела упругости после такой обработки.

В монокристаллах упругие несовершенства выражены менее, чем в поликристаллическом материале. Во всяком случае упругое последствие в монокристаллах отсутствует⁴.

Очень сильные упругие несовершенства обнаруживают магниевые сплавы, причем повидимому также и при отсутствии напряжений; это объясняется сильным различием свойств отдельных различно направленных кристаллитов⁵.

¹ Обзор литературы см. H. Fromm: *Handbuch der Mechanik* Bd. 4, I, S. 436—550. 1931.

² Bauschinger, J.: *Ziviling.* Bd. 27 (1881) S. 289—348; *Mitt. mech. techn. Lab. München* 1886 Heft 13. Muir, J.: *Philos. Trans. Roy. Soc., Lond.* v. 193 [A] (1900) P. 1—46, v. 198 [A] (1902) P. 1—31. Rudeloff, M.: *Mitt. K. T. Vers.-Anst. Erg.* Heft 1. Berlin 1901. Broek, J. A. van den: *Carnegie Scholarship. Mem.* v. 9 (1918) P. 125; *Cp. Z. Metallkde.* Bd. 12 (1920) S. 150. Körber, F. u. W. Röhländ: *Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Dusseld.* Bd. 5 (1924) S. 37—54. Masing, G.: *Z. techn. Physik* Bd. 6 (1925) S. 569—573; *Wiss. Veröff. Siemens-Konz.* Bd. 5 (1926) S. 135—141. Masing, G. u. W. Mauksch: *Wiss. Veröff. Siemens-Konz.* Bd. 4 (1925) S. 74—90. 244—256, Bd. 5 (1926) S. 142—155. Sachs, G.: *Z. VDI* Bd. 71 (1927) S. 1511—1516. Sachs, G. u. H. Shoji: *Z. Physik.* Bd. 45 (1927) S. 776—796. Kuntze, W. u. G. Sachs: *Metallwirtsch.* Bd. 9 (1930) S. 85—89.

³ Koenigsberger, J.: *Z. Physik* Bd. 40 (1927) S. 729—741.

⁴ Wartenberg, H. v.: *Ler. dtsh. physik. Ges.* Bd. 20 (1918) S. 113—122. Schönborn, H.: *Z. Physik* Bd. 8 (1922) S. 377—281. Haase, O. u. E. Schmid: *Z. Physik* Bd. 33 (1925) S. 413—423. Schmid, E. u. G. Wassermann: *Z. Physik* Bd. 40 (1926) S. 451—455.

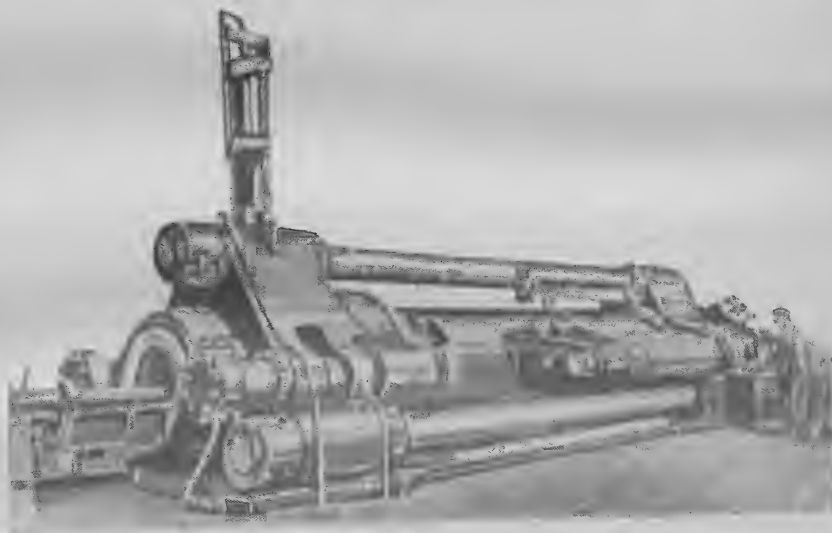
⁵ Schmidt, W.: *Z. Metallkde.* Bd. 23 (1931) S. 54—57.

С. ОТДЕЛЬНЫЕ ПРОЦЕССЫ ДЕФОРМИРОВАНИЯ

ПРЕССОВАНИЕ И РОДСТВЕННЫЕ ПРОЦЕССЫ

§ 95. Прессование

Изготовление прутков, труб и профилей из меди, алюминия и их сплавов, также из электрона осуществляется в настоящее время почти исключительно путем прессования на специальных преимущественно горизонтальных гидравлических прессах (фиг. 183)¹ Деформация



Фиг. 183. Большой гидравлический пресс Гидравлик, Дюсбург

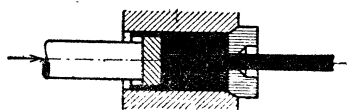
материала совершается таким путем несравненно быстрее, чем путем прокатки. При этом на прессах могут быть получены самые сложные профили. Таким образом изготавливаются в настоящее время даже зуб-

¹ Hilpert, A.: Z. VDI Bd. 47 (1903) S. 819—823. Schweiszguth, P. H. Z. VDI Bd. 62 (1918) S. 281—286. Genders, R.: Met. Ind., London v. 40 (1932) p. 345—349. Busse, O. u. C. Busse: Z. Metallkde. Bd. 23 (1931) S. 105—113. Lombel, C. A.: Rolling Mill J. v. 5 (1931) p. 355—358, 419—422, 430—431, 479—482, 494—495, 539—542, 599—600, 667—670. 719—722.

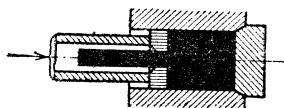
чатые колеса и другие мелкие фасонные детали, которые раньше штамповались из листового материала. В этом случае выпрессовывается профиль соответствующего сечения, который разрезается затем на части. В настоящее время путем прессования изготавливаются также плакированные профили. Очень тонкостенные изделия, а также прутки и трубы, когда требуется соблюдение точности размеров, прессуются в полуфабрикат, возможно более близкий по размерам к конечному продукту, и затем подвергаются протяжке.

Материалы, которые, как, скажем, некоторые алюминиевые сплавы и электрон, очень трудно поддаются прокатке, получают с прессов в виде толстых полос прямоугольного сечения с закругленными углами и затем прокатываются в поперечном направлении.

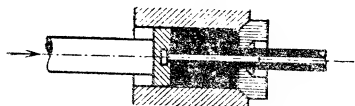
Процесс прессования состоит в том, как указывают фиг. 184 и 185, что подогретый, помещенный в контейнер обычно цилиндрический слиток выпрессовывается через матрицу при



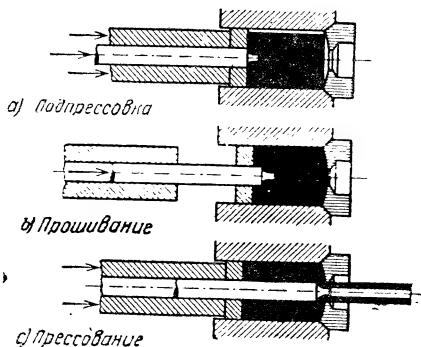
Фиг. 184. Прессование по прямому методу «с рубашкой».



Фиг. 185. Прессование по обратному методу.



Фиг. 186. Прессование трубы из сплошного или полуполного слитков.



Фиг. 187. Прессование трубы из сплошного слитка с независимым движением прессштемеля и иглы.

помощи прессштемеля. Профиль изделия определяется отверстием матрицы. Для прессования и подобных процессов характерно то обстоятельство, что непрерывно деформируется приблизительно одинаковым образом большее или меньшее количество материала.

При прессовании по прямому методу или прессовании вперед матрица располагается против прессштемеля (фиг. 184), а вперед прессштемеля помещается прессшайба. При прессовании по обратному методу, или прессовании назад, перед прессштемелем, который теперь делается полым, располагается матрица (фиг. 185); контейнер с противоположной стороны закрыт.

Рабочая поверхность матрицы может быть или плоской с острыми несколькими закругленными ребрами или может быть различно профилирована¹.

В целях соблюдения точности размеров инструмента выходная часть матрицы на небольшой длине выполняется в виде цилиндра. Это, однако, затрудняет прессование вследствие увеличенного трения. Для сложных профилей форма матрицы должна быть точно выработана на

¹ Barnhoft, Ch.: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 210—213, 261—263.

Материал для ковочного и прессового инструмента (по Werkstoffhandbuch Stahl u. Eisen)

Таблица 2

Инструмент	Обозначение материала	Состав материала, %					Прочие элементы	Термическая обработка Механические свойства
		C	Cr	Ni	W			
а) Для прессования:								
контернер	Cr-Ni-сталь	—	—	—	—	—	—	Сопротивление разрыву 130 кг/мм ²
пресс штемпель	" "	0,3	1,5	4	—	—	—	" " 140 150 "
" шайба	" "	—	—	—	—	—	—	" " 130 "
	Cr-W-сталь	0,25	3	Иногда 2	8—10	—	—	" " 140 150 "
матрица	" "	0,25	3	" 2	8—10	—	—	" " 110 170 "
игла	твердые металлы	—	—	—	—	—	—	—
	Cr-W-сталь	0,25	3	" 2	8—10	—	—	" " 110 170 "
б) Для горячейковки:								
плоские бойки	C-сталь	0,7—1	—	—	—	—	—	780 800° вода ¹ (180 430°)
оправки	C-сталь	0,6	—	—	—	—	—	Масло
	Cr-Ni-сталь	0,2—0,4	0,8 1,3	1,4	—	—	—	Масло
уширяющие бойки	Cr-сталь	—	—	—	—	—	—	Масло
	Cr-W-сталь	—	—	—	—	—	—	Масло
отделочные бойки	Cr-сталь	—	—	—	—	—	—	Твердость 500 кг/мм ²
	Cr-Ni-сталь	—	—	—	—	—	—	Твердость 500 кг/мм ²
штампы для стали	C-сталь	0,6	—	—	—	—	0,8 Mn	Масло
	Cr-Ni-сталь	0,2—0,4	0,7 1,3	1,5—3	—	—	—	Масло
	Cr-Ni-сталь	до 0,3	до 1,5	до 4,5	—	—	—	Воздух
штампы для медных сплавов	Cr-W-сталь	0,25	3	Иногда	3	Иногда V	—	Сопротивление разрыву 150 кг/мм ²
инструмент для осаживания при кленке и т. д.	Cr-W-сталь	0,25	3	"	3	" "	—	" " 140—150 " 2
в) Холодное прессование								
штампы	C-сталь	1	—	—	—	—	0,4 Mn	780 800° вода
	Cr-Ni-сталь	0,3—0,5	0,8 1,2	3—5	—	—	—	820 840° масло, сжатый воздух
	Ni-W-сталь	0,85	—	0,6	1	—	—	820 840° вода
чеканочные штампы	C-сталь	1—1,2	—	—	—	—	—	—
	C-сталь	1	—	—	—	—	0,4 Mn	780 800° вода
	Cr-сталь	2	13	—	—	—	—	900—950° масло, сжатый воздух

¹ Отпущенный при высокой температуре, для больших габаритов² После длительного отпуска

основании специальных опытов, чтобы обеспечить получение прямолинейного, без трещин полуфабриката. Для прутков диаметром менее 25 мм матрицы могут выполняться с несколькими отверстиями. Для тонкой проволоки матрицы могут иметь до 50 отверстий.

К прессовому инструменту предъявляются очень высокие требования. Рекомендуемые инструменты приведены в табл. 2.

Для прессования идут обычно целые или разрезанные на части слитки цилиндрического, а иногда также шестигранного сечения. В Америке на прессах максимальной мощности прессуют слитки диаметром до 400 мм. Длина слитков обычно в пять раз больше диаметра: для получения более равномерных свойств, а также при прессовании трудно обрабатываемых материалов применяют значительно более короткие слитки¹. Степень деформации при прессовании обычно выбирают большой для основательного разрушения литой структуры и получения возможно хороших свойств. При прессовании прутков больших размеров применяются слитки возможно большего сечения. Для меньших размеров прутков и в особенности труб обычно применяют прессованные прутки больших диаметров.

Прессование труб принципиально не отличается от прессования прутков (фиг. 186 и 187). Игла при прессовании прямым методом укрепляется на прессшайбе, при прессовании обратным методом на пробке контейнера. В первом случае могут применяться сплошные или полые слитки, во втором — только полые. При прессовании трубы из сплошного слитка игла и прессшайба могут получать движение также независимо друг от друга (фиг. 187). Прессование трубы разлагается на несколько элементов: подпрессовка (Stauchен), прошивание и собственно прессование. Для тонкостенного материала предпочтительны вертикальные гидравлические пресса, так как на горизонтальных прессах игла всегда несколько «провисает» и поэтому стенка трубы вверху получается толще, чем внизу. В последнее время латунные и стальные трубы прессуются также на вертикальных кривошипных прессах из прошитых предварительно слитков при применении высоких скоростей.

Подобно трубам могут изготавливаться полые профили самых различных сечений; в этом случае необходимо особое мастерство при выполнении матрицы.

Прошивание, будучи одной из операций при прессовании труб из полых слитков, применяется также как самостоятельная операция при изготовлении больших полых болванок из стали². При этом в круглую или также квадратную болванку, помещенную в замкнутый контейнер (или в соответствующий штамп), вдавливается прессштемпель (или два штемпеля с обеих сторон).

§ 96. Процесс истечения при прессовании

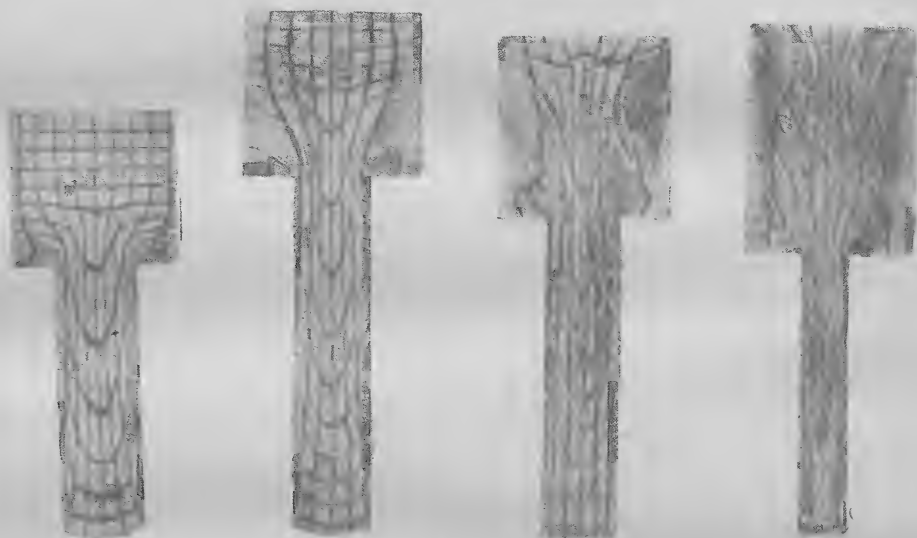
Течение слитка при прессовании сравнивают часто с истечением жидкости из сосуда³. Однако такого рода равномерный, стационарный

¹ Brunneko, W.; Maschinenbau Bd. 12 (1933) S. 539—542.

² Hofmann, F. T.; Die hydraulischen Schmiedepressen. Berlin 1912. Reber, E.; Stahl u. Eisen Bd. 48 (1928) S. 1113—1120. Siebel, E. u. E. Fangmeier; Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Dusseld. Bd. 13 (1931) S. 29—41. Siebel, E. u. H. Hühne; Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Dusseld. Bd. 13 (1931) S. 43—62.

³ Hencky, H.; Z. angew. Math. Mech. Bd. 5 (1925) S. 115—124. Fischer, F.; Ing.-Arch. Bd. 2 (1931) S. 178—189.

поток, как видно из фиг. 188 и 189, осуществляется лишь в отдельных случаях, когда, очевидно, трение между слитком и контейнером невелико. Это имеет место при прессовании свинца и олова, а также при прессовании меди из шестигранного слитка¹. При обычном горячем прессовании алюминия² и меди³ течение материала, однако, оказывается менее равномерным (фиг. 190), ограничиваясь не только частью слитка вблизи матрицы, но захватывая также слои, лежащие значительно глубже.



Фиг. 188. Оловянный прут (в натуральную величину).

Фиг. 189. Медный прут, прессованный из шестигранного слитка ($\frac{1}{8}$ натуральной величины).

Фиг. 190. Медный прут, прессованный из круглого слитка ($\frac{1}{8}$ натуральной величины).

Фиг. 191. Латунный прут ($\frac{1}{8}$ натуральной величины).

Фиг. 188—191. Искажение при прессовании первоначально квадратной сетки нанесенной на половинках слитков из различных материалов.

Наконец, при прессовании латуни⁴, электрона⁵ и некоторых других материалов процесс истечения весьма сложен. Выходящий прут при прессовании по прямому методу истекает из задней части слитка (фиг. 191). В результате этого к концу прессования в прут вносится

¹ Eisbein, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 67—96.

² Unckel H.: Über die Fließbewegung im plastischen Material. Berlin 1928; Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 323—330.

³ Eisbein, W. u. G. Sachs: a. a. O.

⁴ Schweiszguth, P. H.: Z. VDI Bd. 62 (1918) S. 281—286. Doerinkel, F. u. J. Trockels: Z. Metallkde. Bd. 13 (1921) S. 466—473. Genders, R.: J. Inst. Met., Lond. v. 26 (1921 II) P. 237—259. v. 29 (1923 I) P. 279—283. Eisbein, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 67—96.

⁵ Schmidt, W.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 378—384.

окисная пленка из задней части слитка, вызывая распространяющуюся по конусу трещину (расслоение)¹ (фиг. 192).

При переходе от нормального к обратному методу прессования предполагалось устранить образование пустоты в заднем конце прутка, наблюдаемое в особенности при прессовании латуни². Оказалось, однако, что при обратном прессовании поверхность переднего конца прутка не получается чистой, что является причиной сильного износа инструмента при последующем прессовании в штампах.

Указанные дефекты удается в значительной мере снизить, применяя при прессовании, например, латуни прессишайбы или матрицы меньшего диаметра, чем контейнер. Благодаря этому большая часть поверхностного слоя слитка (фиг. 184) остается в контейнере в виде «рубашки» толщиной в несколько миллиметров. Однако этими мероприятиями расслоение и загрязнение шлаками устраняются лишь частично. Поэтому при прессовании латуни всегда должен оставаться прессовый остаток в 15—30% от слитка. Прессование других металлов, как-то меди и алюминия, не столь сложно. При прессовании алюминия необходимо вообще избегать образования рубашки, так как алюминий легко сваривается

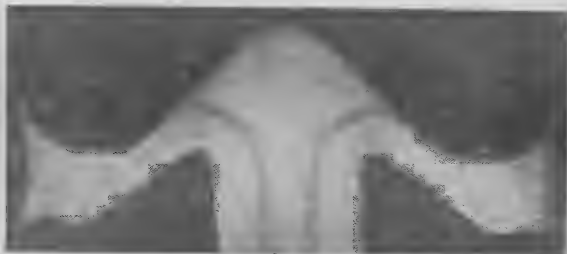
со сталью и разрушает таким образом контейнер³. С расслоением, свойственным лишь некоторым материалам, не следует смешивать образование воронкообразной утяжины (фиг. 193). Последнее возможно при прессовании любых материалов при приме-



Фиг. 192. Дефект прессовки (окисная пленка) в латунном прутке (в натуральную величину).



Фиг. 193. Воронкообразная утяжина при прессовании латунного слитка без прессостатка (в натуральной величины).



Фиг. 194. Латунный слиток, который удалось выпрессовать без образования утяжины, благодаря соответствующей форме пресс-шайбы. Темные линии указывают на окисные включения (1/2 натуральной величины).

¹ Genders, R.: J. Inst. Met., Lond. v. 26 (1921 II) P. 237—259, v. 29 (1923 I) P. 279—283. Eisbein, W. u. G. Sachs. Mitt. dtseh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 67—96.

² Genders, R.: J. Inst. Met., Lond. v. 32 (1924 II) P. 313—323. Busse, O. u. C. Busse: Z. Metallkde. Bd. 23 (1931) S. 105—113.

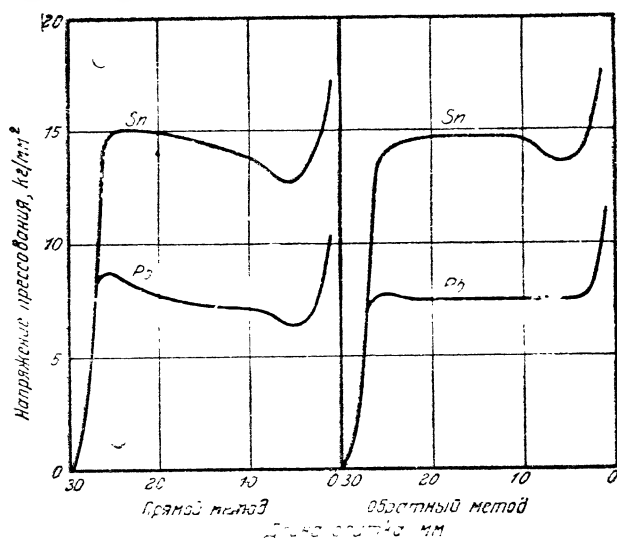
³ Colombel, C. A.: Rolling Mill. J. v. 5 (1931) 355—358, 419—422, 430—431, 479—482, 494—495, 539—542, 599—600, 667—670, 719—722.

нении плоской прессшайбы и прессования без прессостатка. При применении прессшайбы особого, несколько вогнутого профиля этого явления можно избежать в значительной степени (фиг. 194)¹.

Более тщательные исследования процесса истечения при прессовании свинца показывают, что деформация отдельных частей прессуемого слитка протекает значительно сложнее, чем этого следовало бы ожидать по внешним изменениям формы при переходе от слитка к прутку². Отдельные части претерпевают вначале значительное сжатие, прежде чем поступить в матрицу. Более точный расчет показывает, что пути деформации при прессовании приблизительно вдвое больше, чем при элементарном растяжении слитка в прутки.

§ 97. Потребление энергии при прессовании

При нормальном прессовании прессштемпель со слитком перемещается навстречу контейнеру с матрицей. При обратном прессовании прессштемпель с матрицей перемещается навстречу контейнеру со слитком.



Фиг. 195. Диаграмма прессования при прямом и обратном методах для олова и свинца.

В соответствии с этим при нормальном прессовании необходимо преодолевать не только сопротивление материала деформированию, но еще и трение, возникающее между слитком и контейнером. В связи с тем, что величина этого трения зависит от длины слитка, потребное усилие при прессовании падает до некоторого минимума при условии, что температура остается приблизительно постоянной (ср. фиг. 198)³. Следующее за этим повышение отвечает увеличению сопротивления

прессостатка, который не может быть выпрессован полностью из контейнера. Начальное давление прессования тем меньше, чем короче входная длина слитка⁴.

При обратном прессовании необходимо, напротив, преодолеть сопротивление материала деформированию. Поэтому давление прессования согласно фиг. 195 при неизменной температуре остается приблизи-

¹ Schmidt, W.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 378—384. Eisbein, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 67—96.

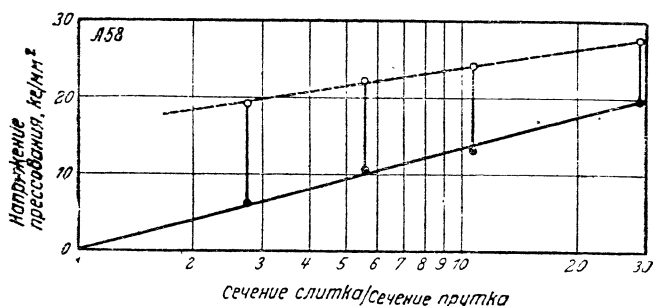
² Siebel, E. u. H. Hühne: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforschg., Düsseld. Bd. 13 (1931) S. 43—62. Eisbein, W. u. G. Sachs: a. a. O.

³ Eisbein, W. u. G. Sachs: a. a. O.

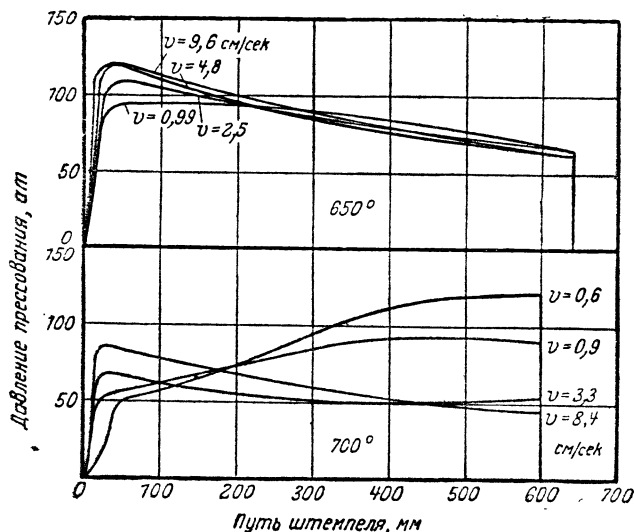
⁴ Bernhoeft, Ch.: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 210—213. 261—263, Bd. 25 (1933) S. 315—316.

тельно одинаковым (и равным минимальному значению давления при обычном прессовании) перед последним подъемом.

Потребное усилие при прессовании¹, как и при всех процессах обработки, тем выше, чем больше степень деформации. Это относится в первую очередь к минимальному давлению прессования, наблюдаемому к концу при нормальном методе прессования при отсутствии тем-



Фиг. 196. Величина усилия при прессовании латунных прутков при 650°. исходные значения для слитка диаметром 170 мм, длиной 750 мм. минимальные значения к концу прессования.



Фиг. 197. Диаграммы прессования твердой латуни при различных температурах и скоростях прессования.

пературных изменений. Это минимальное давление находится в простом логарифмическом отношении с изменением поперечного сечения (фиг. 196). Первоначальная величина давления прессования, зависящая от трения и в соответствии с этим от размера слитка, хотя и уве-

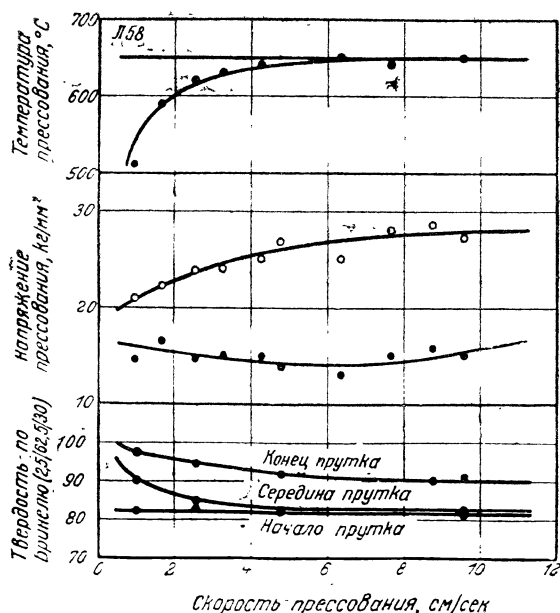
¹ Eisbein, W. u. G. Sachs, a. a. O. Siebel, E. u. E. Fangmeir: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforschg., Düsseld. Bd. 13 (1931) S. 29—41. Bernhoft, Ch.: a. a. O.

личивается также с уменьшением поперечного сечения (фиг. 196), но почти не поддается учету и весьма различна для разных материалов.

Потребное усилие зависит главным образом от величины, но не от формы поперечного сечения. При нескольких прутках за деформированное сечение принимают суммарное поперечное сечение. Влияние формы отверстия матрицы изучено лишь при холодном прессовании свинца и цинка¹. Согласно этим исследованиям при переходе от матрицы с острыми краями (угол наклона стенок 90°) к конической матрице

потребное усилие несколько понижается; при плавных переходах (угол наклона стенок меньше 45°) и профильных отверстиях оно вновь повышается. При более сильном трении между материалом и инструментом на потребное усилие оказывает влияние также цилиндрическая часть отверстия матрицы, увеличивая его в соответствии с длиной этой части.

Существенным фактором при прессовании является скорость прессования. В то время как начальное давление согласно фиг. 197, в соответствии с общим влиянием скорости тем выше, чем быстрее протекает прессование, минимальное давление зависит главным образом от охлаждения в процессе прессования, который протекает иногда несколько минут. Конечная величина давле-



Фиг. 198. Влияние скорости прессования на давление температуры и усилие прессования для твердой латуни; также твердость прессованных прутков.

- исходные значения
 - минимальные значения
- } напряжения
} прессования

ния прессования может быть поэтому различной в зависимости от размера слитка, температуры контейнера, скорости процесса и т. д. В целях достижения наибольшей равномерности механических свойств изделия следует производить прессование с возможно большими скоростями (ср. § 98). Давление прессования не очень велико даже при весьма быстром прессовании в течение нескольких секунд (фиг. 197 и 198). Практически скорость прессования ограничивается трудностями, возникающими при приемке выходящей из пресса продукции.

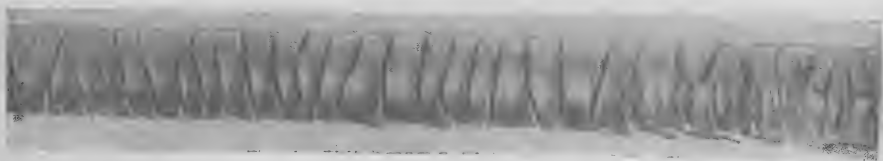
Однако многие материалы, например сплавы алюминия и магния, α -латуни и др. не выдерживают высоких скоростей прессования, которые вызывают растрескивание материала, как и при слишком холодном прессовании. В таких случаях предпочитают пользоваться более короткими слитками. Дальнейшее мероприятие, не получившее пока боль-

¹ Eisbein, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsch. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spannlose Formung) (1931) S. 67—96.

шого распространения, состоит в подогреве контейнера электрическим нагревателем¹. Обычно контейнер доводят до нужной температуры, нагревая его газовой горелкой и пропуская через пресс некоторое количество бракованных слитков.

С повышением температуры прессования одновременно значительно падает давление прессования (ср. фиг. 126). Во избежание перегрева слишком высокие температуры однако не применяются. Перегретый материал узнается по разрывам прутка, показанным на фиг. 199. Подобные разрывы возникают также при слишком больших скоростях прессования, вероятно вследствие перегрева от теплоты деформации и трения.

Наиболее благоприятные температуры прессования, согласно Бернхейфту² для меди лежат около 890° , для высокомедистых специальных сплавов, например полутомпака (Л 67) — 800° , для твердой латуни (Л 58) и различных специальных латуней с 58—63% Cu — 760 — 780° .



Направление прессования. →

Фиг. 199. Треснувший при прессовании пруток из твердого алюминиевого сплава.

для нейзильбера с 50% Cu и 7—10% Ni — 770 — 790° , для алюминия — 520° , некоторых сплавов алюминия — 490° .

При соблюдении указанных температур потребное давление при прессовании слитка диаметром в 165 мм в пруток диаметром 25 мм (уменьшение сечения на 98%), и при длине слитка 200—800 мм выражается для алюминия и меди в 30—40 кг/мм², для твердой латуни и подобных сплавов — 20—30 кг/мм², для специальных латуней — до 30—40 кг/мм², для полутомпака — 40—75 кг/мм², для нейзильбера — 25—45 кг/мм² и упрочняемых путем закалки и старения медных сплавов (содержащих Fe и Si?) выше 60 кг/мм². Еще более высокие давления требуются при прессовании тонкостенных профилей из высоколегированных алюминиевых сплавов, которые несмотря на низкие температуры прессования требуют высокого сопротивления сжатию от материала штемпеля (> 100 кг/мм²).

Более глубокое теоретическое рассмотрение возникающих при прессовании напряжений и деформаций пока невозможно. Хотя в общем эти процессы и сходны с процессами при протяжке прутков³, однако обычно резко смещенная по отношению к контейнеру матрица обуславливает сложное истечение материала, которое различно от случая к случаю и не поддается учету. Не поддается учету также трение между слитком и контейнером. Вычисленное на основании элементарных

¹ Colom bel, C. A.: Rolling Mill. J. v. 5 (1931) P. 355—358, 419—422, 430—431 479—482, 494—495, 539—542, 599—600, 667—670, 719—722.

² Bernhoeft, Ch.: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 210—213, 261—263, Bd. (1933) S. 315—316.

³ Eisbein, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 67—96. Gubkin, S. J.: Z. Inst. Maschinenbau, Metallcarb Moskau (1931) S. 363—390 (russ.).

представлений потребное усилие получается приблизительно вдвое меньше фактического. В соответствии с этим отнесенное к сечению слитка напряжение прессования f_0^1 без учета трения, т. е. для конечного давления прессования, при прямом методе можно положить равным

$$p_0 \sim 2k \cdot \ln \frac{F_0}{F_s}, \quad (30)$$

где F_0 означает поперечное сечение заготовки, F_s — поперечное сечение прутка и k — напряжение истечения. Последнее может быть определено приблизительно при осаживании материала при температурах прессования, причем скорость осаживания φ должна находиться приблизительно в следующем соотношении со скоростью прессования:

$$\varphi \text{ (в } \frac{1}{10} \text{ сек.)} \sim 500 \frac{v}{D_0}, \quad (31)$$

где D_0 означает диаметр заготовки.

§ 98. Структура и свойства прессованных прутков

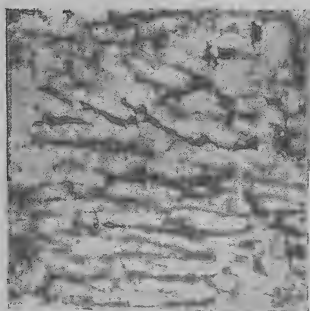
Структура и свойства прессованных прутков по длине и сечению обычно бывают различны. Это объясняется отчасти тем, что деформирование отдельных частей слитка неодинаково (ср. фиг. 188 и след.). Отчасти это объясняется также падением температуры в процессе прессования. Различия в свойствах прутков из медных сплавов бывают весьма значительны. Макроструктура конца прутка обычно оказывается более крупнозернистой, а при последующем нагреве наблюдается дальнейший рост зерна, что весьма неблагоприятно для прессования в штабах².

Особенно тщательно исследовано прессование твердой латуни (Al 58)³. При температурах от 700 до 500° (ср. фиг. 195) твердая латунь представляет частично гомогенную β -латунь, частично же гетерогенную α - β -латунь. Если α -кристаллы выделяются в самом прессованном прутке, то они принимают игольчатую форму. Необходимо стремиться к получению именно такой структуры, так как она не изменяется существенно при последующем нагреве. Если же выделение α -кристаллов происходит еще в контейнере, то при прессовании они раздробляются и вытягиваются вдоль прутка или же принимают при последующей рекристаллизации округлые очертания. Все сказанное вполне хорошо иллюстрируется фиг. 200 и 201. Игольчатые кристаллы можно обнаружить лишь в прутках, прессованных при высоких температурах и больших скоростях, причем они занимают большую часть прутка по длине. Чем

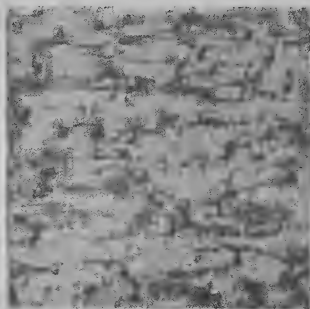
¹ Ср. также A. Portevin: Rev. Métallurg. v. 26 (1929) P. 435—443.

² Hinzmann, R.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 297—302. Siebe, P. u. G. Elsner: Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 109—114, 203—206, 238—245.

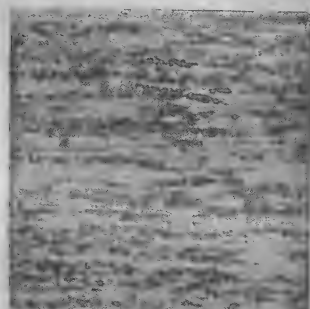
³ Schreiter, W.: Z. Metallkde. Bd. 18 (1926) S. 285—287. Köster, W.: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 154 (1926) S. 197—208. Hinzmann, R.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 297—302, Bd. 25 (1933) S. 67—70. Bauer, O. u. K. Memmler: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 8 (1929). Siebe, P. u. G. Elsner: Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 109—114. Hinzmann, R. u. H. Flössner: Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 115—118. Eisbein, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 71—96. Eisbein, W.: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 79—84.



Начало.



Середина.

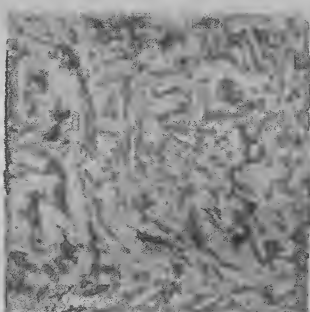


Конец.

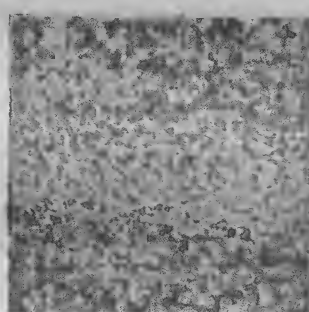
Фиг. 200. Структура прутка твердой латуни (Л58) прессованного при низкой температуре (540°) с малой скоростью (0,4 см/сек).



Начало.

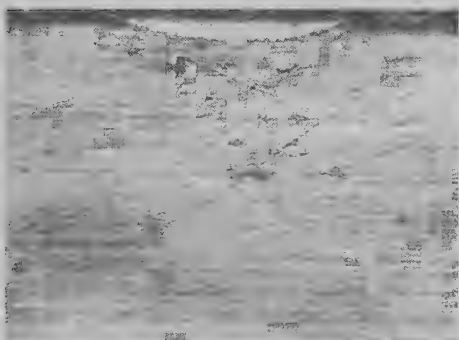


Середина.

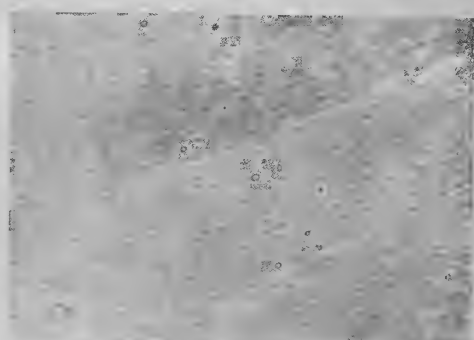


Конец.

Фиг. 201. Структура прутка твердой латуни (Л58) прессованного при высокой температуре (710°) с большей скоростью (8,4 см/сек).



Фиг. 202. Белое пятно на прессованном прутке из α -латуни с 54% Cu. Травление 10% $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$. $\times 150$.



Фиг. 203. Литая структура β -латуни с 54% Cu с выделениями γ по границам зерен. Травление аммиачным раствором аммонийно-хлорной меди $[\text{Cu}(\text{NH}_3)_4\text{Cl}_2]$. $\times 250$.

ниже температура и чем меньше скорость прессования, тем более деформированными и неравномерными оказываются α -кристаллы.

Вместе со структурой изменяется также твердость (фиг. 198). При высоких температурах и при больших скоростях прессования значения твердости получаются более низкими и более равномерными, при более низких температурах и малых скоростях — более высокими и менее равномерными. Сопротивление разрыву материала изменяется, вероятно, параллельно твердости, удлинение же и ударная вязкость падают к концу прутка. Игольчатые α -кристаллы очевидно благоприятнее в этом отношении, так как они образуют вязкий скелет в сравнительно хрупкой основной β -фазе.

β -латунь удается прессовать до содержания меди в 54%. Такой сплав оказывается уже довольно хрупким, но он еще пригоден для изготовления различных изделий. На поверхности профилей из такого сплава после прессования появляются иногда светлые капли (фиг. 202), которые оказываются богатой цинком γ -латунью с содержанием меди около 30%. Причина этого явления заключается в том, что сплав не затвердевает в форме гомогенной β -латуни (фиг. 203), но содержит по границам зерен γ -фазу, образовавшуюся вследствие ликвационных явлений.

§ 99. Прессование свинцовых кабельных оболочек

Производство свинцовых прутков и труб исходит от старейшего метода прессования пруткового материала. Свинец (фиг. 204) выливается из тигля в замкнутый контейнер вертикального пресса, где охлаждается до температуры 200—150°, и затем выпрессовывается вверх, т. е. обратным методом¹. При этом температура постепенно падает, иногда ниже 100°. Конец свинцовой заготовки остается в контейнере, и вновь залитый свинец сваривается с этим остатком, образуя с ним одно целое.

Изготовление кабельных оболочек, а также свинцовой проволоки и профилей с сердечниками производится обычно на специальных вертикальных прессах. Заготовка и в этом случае получается посредством заливки жидкого свинца². Контейнер (фиг. 205) насаживается нижней частью на специальную головку, позволяющую разделить прутка на две части. Последние обводятся вокруг кабеля, причем каждая независимо выдавливается вперед в виде шаровой чашки. При этом они вновь сходятся и свариваются в тонкостенную трубу. Последняя выходит через коническую матрицу и коническую полую иглу в виде оболочки, увлекая с собой проходящий через иглу кабель. На фиг. 206 показан прессостаток в переднем и заднем плане. Он дает наглядное представление об истечении металла при этом процессе.

На других прессах два свинцовых слитка подводятся в горизонтальном направлении к головке пресса перпендикулярно к оси кабеля и точно так же, как указано выше, выпрессовываются в виде оболочки.

В целях устранения связанных с наличием швов на оболочке дефектов (см. ниже), был разработан горизонтальный пресс, работаю-

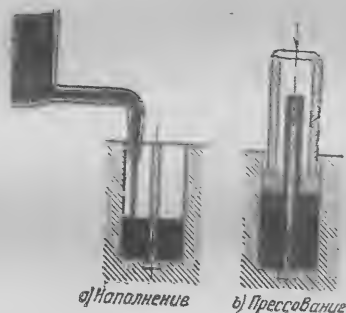
¹ Genders, R.: Met. Ind., Lond. v. 40 (1932) P. 345—349.

² Dunsheath, P. a. H. A. Tunstall: J. Instr. electr. Engr. v. 66 (1928) P. 280—289. Genders, R.: Met. Ind., Lond. v. 40 (1932) P. 345—349. Bassett, W. H. a. C. J. Snyder: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1933 P. 254—275.

щий на том же принципе, как и обычный пресс для труб¹ (ср. фиг. 186). Игла в этом случае делается полый для введения кабеля. Однако подобные прессы почти не нашли еще распространения, вероятно потому, что длинная игла представляет неустойчивую систему, вследствие чего точное соблюдение размеров оболочки кабеля более затруднительно, чем при работе на кабельных прессах, описанных выше.

Давление прессования в свинцовых прессах зависит не только от уменьшения сечения и температуры, но также и от применяемого сорта свинца. На основании опытов осаживания Цикрика давление прессования свинца в присутствии главной примеси — висмута — лишь не сколько повышается по сравнению с давлением для очень чистого свинца, тогда как присутствующая в некоторых сортах свинца медь (0,05—0,1%) вызывает повышение давления почти вдвое². Еще выше давление прессования для тех сортов свинца, к которым для повышения механических свойств добавляются сурьма (1%) и олово (1—3%), также кальций (0,035%), калий и олово (0,25% Cd, 1,5% Sn).

Давление прессования сильно зависит также от температуры прессования (ср. фиг. 127—129).



Фиг. 204. Пресс для свинцовых труб.



Фиг. 205. Пресс для свинцовых кабельных оболочек



Вид спереди. Вид сзади.
Фиг. 206. Прессовый остаток из вертикального пресса для свинцовых кабельных оболочек ($\frac{1}{20}$ натуральной величины).

При эксплуатации кабелей установлены три принципиально различных вида повреждений кабельных оболочек:

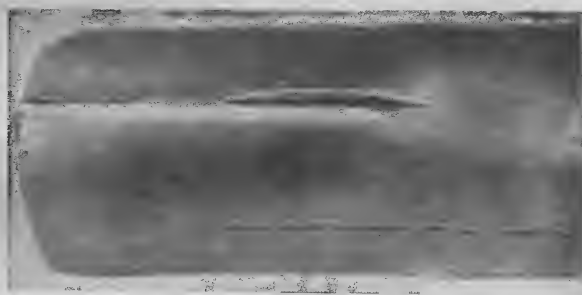
1) прямолинейные распространяющиеся вдоль трещины;

¹ Dunsheath, P. a. H. A. Tunstall: J. Inst. electr. Engr. v. 66 (1928) P. 280—289.

² Zickrick, L.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1932 P. 345—358.

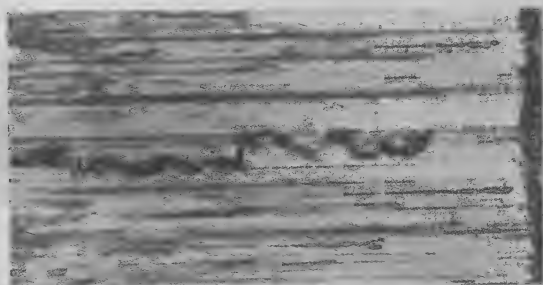
- 2) тонкие, сетчатые поперечные трещины;
- 3) разъедания различного рода.

Продольные трещины в свинцовых оболочках появляются в результате прессования, о чем свидетельствует фиг. 207. Они распростра-



Фиг. 207. Продольная трещина в свинцовой оболочке ($\frac{3}{5}$ натуральной величины).

няются точно по швам, обычно предпочтительно по верхнему шву: часто в них обнаруживаются шлаковые включения¹ (фиг. 208). На фиг. 209 показана микрофотография шлифа, вырезанного из верхнего сварочного шва прессового остатка (фиг. 206) непосредственно перед выходом кабельной оболочки. Явно обнаруживается несовершенство сварки. Опыты автора показали также, что трубы с подобными швами лопаются при нормальном внутреннем давлении, обычно после значительного расширения возле сварочного шва, напротив при длительно действующих нагрузках, составляющих всего одну четверть нормальной разрушающей нагрузки, лопаются часто по истечении нескольких дней при незначительном расширении по самому шву, т. е. так, как это обычно происходит на практике. Следовательно, особенно опасен случай нагружения, когда кабель долгое время находится в изогнутом положении при малом радиусе кривизны, так как в этом случае сердечник кабеля вызывает определенное внутреннее давление. Брак по продольным трещинам в кабелях удалось сильно снизить, когда было обнаружено, что решающим фактором при этом является чистота свинцового слитка. При тщательном литье (в нейтральной атмосфере) с последующей фрезеровкой или шабровкой поверхности слитка можно устранить основной источник шлаковых включений. Вместе с тем различные сорта свинца повидимому, в различной степени склонны к образованию окисной пленки. Опыты автора показали, что большинство примесей, в особенности медь, цинк, сурьма, а также намеренно добавляемый в свинец кальций способствуют загрязнению шлаками



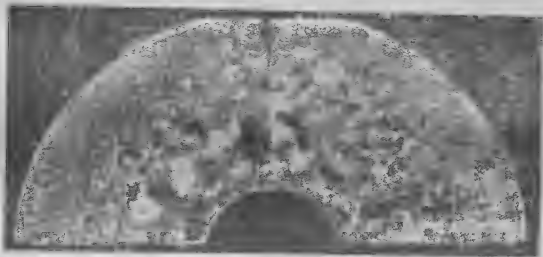
Фиг. 208. Шлаки в сварочном шве кабельной оболочки. Срез микротомом. $\times 80$.

¹ Dunsheath, P. a. H. A. Tunstall: J. Inst. electr. Engr. v. 66 (1928) P. 280—289. Barralet, F. O.: J. Inst. Met., Lond. v. 39 (1928 I) P. 401—402. Bassett, W. H. a. J. G. Snyder: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1933. P. 254—275.

свинца, в то время как серебро действует явно благоприятно, а висмут и олово практически не влияют.

Многочисленные тонкие трещины в кабельных оболочках возникают в результате усталости при длительных вибрациях¹. Этому способствует вероятно также кислород воздуха². В тех случаях, когда возможны такого рода нагрузки, лучше ставить легированный свинец, сопротивление усталости которого выше, чем чистого свинца. Наряду с обычными добавками 1% сурьмы, 1—3% олова, в последнее время предлагаются в качестве добавок также 0,25% кадмия и 1,5% олова, или также кадмий и сурьма³, 0,05 теллура⁴, или 0,035% кальция⁵, который вызывает старение свинца. Литий в количестве 0,01% также значительно повышает механические свойства свинца. Однако сопротивление длительно действующим постоянным нагрузкам, повидимому, очень мало повышается всеми этими добавками⁶.

Кроме этих механических повреждений кабельных оболочек, установлено воздействие различных химических реагентов⁷. Причину подобных повреждений установить обычно очень трудно. Ее следует искать прежде всего в веществах, которые могут содержаться в обмотке кабеля (фенол), в окружении кабеля или в веществах, с которыми кабель мог находиться в кратковременном соприкосновении. Во многих случаях этому сильно способствуют блуждающие электрические токи.



Фиг. 209. Сечение через верхнюю половину пресс-остатка (фиг. 206) у выхода оболочки. Травление концентрированной HNO_3 ($\frac{4}{5}$ натуральной величины).

¹ Archbutt, L.: Trans. Faraday Soc. v. 17 (1921) P. 22—35; Engng. J. v. 111 (1921) P. 418—419. Rawdon, H. S.: Sci. Pap. Bur. Stand. 1920 Nr. 377 S. 215—232. Rawdon, H. S., A. J. Krynitzky a. J. F. T. Berliner: Chem. metallurg. Engng. v. 26 (1922) P. 109—111. Haehnel, O.: Elektr. Nachr.-Techn. Bd. 3 (1926) S. 229—235, Bd. 8 (1931) S. 77—78. Townsend, J. R.: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. v. 27 (1927 II) P. 153—166. Townsend, J. R. o. C. H. Greenall: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. v. 30 (1930 II) P. 395—405. Beckinsale, S. a. H. Waterhouse: J. Inst. Met. Lond. v. 39 (1928 I) P. 375—399. Dunsheath, P. a. H. A. Tunstall: J. Inst. electr. Engr. v. 66 (1928) P. 280—289.

² Haigh, B. P. a. B. M. Jones: J. Inst. Met., Lond. v. 43 (1930 I) P. 271—295.

³ Dunsheath, P. a. H. A. Tunstall: J. Instn. electr. Engr. v. 66 (1928) P. 280—289. Beckinsale, S. a. H. Waterhouse: J. Inst. Met., Lond. v. 39 (1928 I) P. 375—399. Waterhouse, H. a. R. Willows: J. Inst. Met., Lond. v. 46 (1931 II) P. 139—168.

⁴ Singleton, W. a. B. Jones: J. Inst. Met., Lond. v. 51 (1933 I) P. 71—92.

⁵ Schumacher, E. E. a. G. Bouton Met. & Alloys v. 1 (1930) P. 405—409. Dean, R. S. a. J. E. Ryjord: Met. & Alloys v. 1 (1930) P. 410—414.

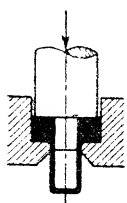
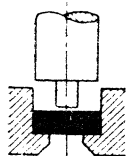
⁶ Moore, H. F. a. N. J. Alleman: Univ. Illinois Bull. Engng. Exp. Stat. 1932 Nr. 243.

⁷ Bauer, O.: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Bd. 31 (1913) S. 357. Anon: Nat. Electr. Light Assoc. Publ. 1931 Nr. 127 S. 1—16. Garre, B.: Elektrotechn. Z. Bd. 52 (1931) S. 1418. Haehnel, O.: Z. angew. Chem. Bd. 44 (1931) S. 973—976. de Fano, E.: G. Chim. ind. appl. v. 14 (1932) P. 18—21; Korrosion u. Metallschutz Bd. 9 (1933) S. 205—208.

§ 100. Прессование полых тел

По существу на том же принципе, как и горячее прессование и прошивка отверстий, основано изготовление тел меньших размеров при сравнительно низких температурах при применении ударных нагрузок.

Практическое применение этот способ находит преимущественно при изготовлении тонкостенных, замкнутых с одной стороны, полых тел из различных металлов¹. Этот процесс, называемый обычно выдавливанием (Spritzen) производится подобно обычному прессованию труб (ср. фиг. 210), или подобно прессованию обратным методом или, лучше сказать, прошивке отверстий (ср. фиг. 211). Заготовкой при этом служит обычно диск толщиной в несколько мм, который выштамповывается из листа или же отрезается от прутка. Подобным же образом может быть уменьшена толщина стенки предварительно прессованного полого изделия.



Фиг. 210.

Фиг. 211.

Фиг. 210 и 211. Холодное прессование (выдавливание) полых тел.

Процесс выдавливания продолжается долю секунды и требует для тугоплавких металлов очень больших давлений. Для меди давление прессования составляет несколько сот кг/мм^2 , для свинца и олова 100—125 кг/мм^2 .

Таким способом изготавливаются трубки и другие простые и более или менее сложные изделия из свинца, олова, цинка, алюминия, меди и латуни. Цинк выдавливается обычно при несколько повышенных температурах (150°). Изготавливаемые этим способом цинковые чашки (Becher) при массовом производстве могут успешно конкурировать с тянутыми или лаяными изделиями. Алюминий, медь и латунь выдавливаются в холодную в отожженном состоянии и обычно подвергаются последующему отжигу. Изготовление более длинных труб из меди требует нескольких переходов с промежуточными отжигами². Сталь также обрабатывается подобным образом как в холодную, так и в горячую, но с меньшими обжатиями.

Требования к материалу для инструмента при выдавливании ниже, чем при прессовании прутков⁴, благодаря меньшему нагреву при сильных ударах, так как теплота деформирования остается при этом главным образом в обрабатываемом изделии.

Аналогичным образом могут изготавливаться сплошные сечения. Этот процесс часто составляет также одну из операций при обычном горячем или холодном прессовании (ср. следующий раздел).

¹ Foisy, C. A.: Trans. Amer. Soc. mech. Engr. v. 49/50 (1927/28). Ber. MSP — 50—9. Crane, E. V.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1931 P. 284—316; Plastic Working of Metals and Power-Press Operations, P. 247 New York 1932. Genders, R.: Met. Ind., Lond. v. 40 (1932) P. 345—349.

² Crane, E. V.: а. а. О.

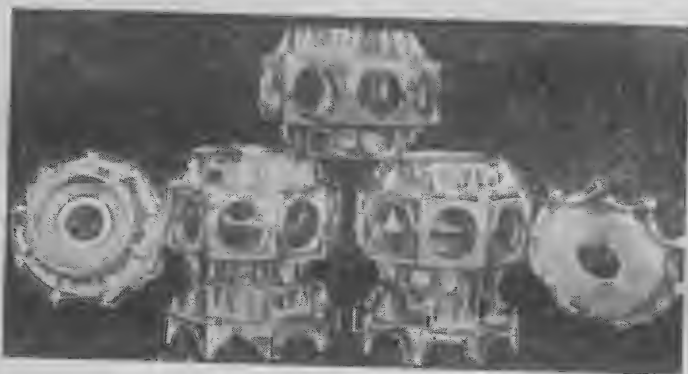
³ Foisy, G. A.: а. а. О. Crane, E. V.: а. а. О.

⁴ Foisy, G. A.: а. а. О.

ПРОЦЕССЫ КОВКИ И ПРЕССОВАНИЯ (В ШТАМПАХ)

§ 101. Ковка и прессование (в штампах)

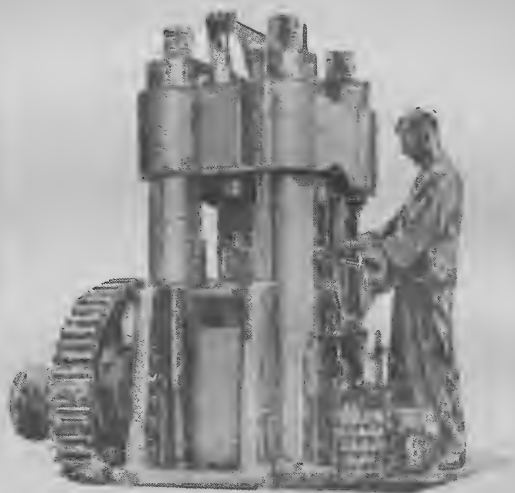
Весьма многосторонними и широко распространенными процессами обработки являются ковка и прессование (в штампах). Процессы эти



Фиг. 212. Кованые заготовки из дуралюмина для картеров звездообразных моторов (производства Дюренагских заводов).



Фиг. 213. Кованые заготовки из электрона для воздушных винтов (производства Фарбениндустри, Биттерфельд).



Фиг. 214. Пресс для горячего прессования средней величины изделий (Л. Шулер, Геспинген).

только отчасти являются подготовительными для прокатки некоторых материалов и для изготовления полуфабрикатов, главным же образом они служат для производства различных форм готовых изделий от са-

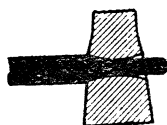
мых малых до самых больших размеров. На фиг. 212 и 213 показаны образцы наиболее крупных поковок из дуралюмина и электрона.

Дляковки и прессования применяются самые различные быстроходные машины (падающие молоты, воздушные и паровые молоты, фрикционно-винтовые прессы, эксцентриковые прессы, горизонтальные ковочные машины) или медленно действующие гидравлические прессы¹, применяемые обычно для обработки материалов с меньшей способностью к деформации. На фиг. 214 показан горячий пресс новейшей конструкции. Процессыковки и прессования не отличаются резко друг от друга; все же ковкой называют быструю обработку более крупных тел, прессованием — более медленную обработку изделий меньших размеров. Крупные изделия всегда коуются горячей; очень малые детали могут прессоваться также холодной.

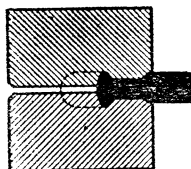
Для свободнойковки (и прессования) служат простой формы штампы и бойки².



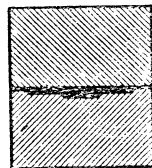
Фиг. 215.
Вытяжка.



Фиг. 216.
Уширение.



Фиг. 217. Открытый с одной стороны штамп из двух частей.



Фиг. 218.
Закрытый цельный штамп.

В зависимости от формы бойка различают вытяжку (фиг. 215), уширение (фиг. 216), осаживание и т. д. При свободной фасонной ковке применяют также различной формы профильные бойки. Дальнейшими ковочными работами являются гибка, раскатка (тел вращения), а также прошивка, пробивка, выглаживание, высадка и отрезка (полосового железа).

Развитием раскатки является особый способ работы — ковка на кулачковых машинах (Hämmern), при котором материал получает до 8000 ударов в минуту от быстро вращающейся системы кулачков³. Этот способ применяется для изготовления круглых стержней из тугоплавких материалов, в особенности из вольфрама и молибдена, которые протягиваются через ковочную машину, а также для изготовления конических изделий; таким же образом производится заковка концов прутков и труб для волочения. Отдельные деформации при ковке на кулачковых машинах незначительны и поверхность поэтому деформируется сильнее, чем сердцевина⁴.

¹ Kaeszberg, H.: Masch.-Bau Bd. 6 (1927) S. 793—799, 856—861, Bd. 11 (1932) S. 29—32, 52—55. Crane, E. V.: Plastic Working of Metals and Power-Press Operations, P. 222 New York 1932. Kühner, O.: Z. Metallkde. Bd. 25 (1933) S. 88—93.

² Kaeszberg, H.: Masch.-Bau Bd. 6 (1927) S. 793—799, 856—861, Bd. 11 (1932) S. 29—32, S. 52—55.

³ Amer. Mach. (Eur Ed) v. 62 (1925) P. 79—80.

⁴ Sykes, W. P. a. A. C. Ellsworth: Trans. Amer. Soc. Stl. Treat. v. 17 (1930) P. 509—526.

Ковка в штампах или прессование в штампах принципиально отличаются от свободнойковки тем, что цельные или составленные из нескольких частей штампы (фиг. 217 и 218) настолько плотно соприкасаются по части периметра (открытые штампы) или обычно по всему периметру (закрытые штампы), что материал совершенно не выступает из штампа или же выдавливается из него в виде очень узкого заусенца¹. Давление при этом настолько велико, что материал выполняет тончайшие рисунки; заусенец служит при этом как бы предохранительным клапаном и затем удаляется. В качестве основных операций при прессовании в штампах можно считать собственно штамповку или обжимку, осаживание или высадку и выдавливание².

Штамповка является более общим процессом, при котором сложная форма выпрессовывается в штампе «на-плоско» (flash). При высадке напротив высаживается определенная длина обычно цилиндрической заготовки (ср. § 103). Наконец, при выдавливании, рассмотренном уже в § 100, уменьшается сечение прутковой заготовки. Подобно тому, как это происходит при обычном прессовании прутков, причем по этому процессу могут изготавливаться как полые (капсюли, тубинки), так и сплошные (цапфы, гвозди, иглы) сечения.

Особую форму прессования в штампах представляет собой чеканка в холодном состоянии. При этом происходят лишь сравнительно малые сдвиги в поверхностных слоях материала.

Некоторые ковочные работы, например изготовление ножевых лезвий, а в Америке даже воздушных винтов, выполняются при помощи ковочных вальцов.

При массовом производстве процессковки можно подразделить на ряд простых операций, выполняемых поточно, на ряде последовательно установленных молотов простых конструкций.

Материал для ковочного и прессового инструмента указан в табл. 2, § 95.

§ 102. Вопросы материала при процессахковки и прессования

Ковку больших изделий, как правило, следует производить из слитка. При более трудно обрабатываемых материалах, например дуралюмине, электроме и т. д., стремятся, однако, насколько возможно использовать предварительно деформированный материал, обычно прессованные прутки. Заготовки при изготовлении более мелких деталей отбираются обычно от предварительно прокованных, катаных или прессованных круглых, прямоугольных квадратных заготовок, плоских лент (полосовое железо) или прутков различных сечений путем разрезки на ножницах, прессах или пилах или при еще более мелких работах с помощью зубила. Плоские и тонкостенные детали изготавливаются из вырезанных на штампах листовых заготовок.

¹ Kaeszberg, H.: Masch.-Bau Bd. 6 (1927) S. 793—799, 956—961, Bd. 11 (1932) S. 29—32, 52—55. Freeman, J. R.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1931. P. 329—334. Speakman, J. D.: Met. Ind., Lond. v. 40 (1932) P. 97—100.

² Peter, A.: Das Pressen der Metalle. Berlin 1930. Bruckow W.: Masch.-Bau Bd. 12 (1933) S. 357—359.

При изготовлении штампов дляковки и прессования следует руководствоваться строго обусловленными свойствами материала правилами. Направления волокон, которые должны работать на растяжение, особенно в больших поковках, должны соответствовать направлению вытяжки материала. Резкие переходы, которых следует избегать уже из-за их вредного действия в качестве «надрезов», не должны перерезать в готовом изделии сильно нагруженных волокон. Механические свойства в направлении, перпендикулярном направлению течения материала, получаются часто значительно более низкими, чем в направлении волокна (ср. § 17).

При ковке на молотах материал течет иначе, чем при работах на гидравлических прессах. В первом случае материал поднимается и заполняет преимущественно верхний штамп; во втором случае материал течет как раз в обратном направлении¹.

При выборе формы штампа необходимо учитывать, кроме того, законы истечения материала, о которых будет сказано подробно в следующих параграфах в применении к некоторым более простым процессам прессования. Принципиально эти законы могут быть распространены также и на более сложные процессы прессования, если представить себе более ясно картину воздействия инструмента на материал. В таком случае процесс обычно удастся разложить на осадку, вытяжку, уширение, выдавливание, изгибание и ограниченные местными участками процессы вдавливания. Перечисленные операции представляют элементы каждого процессаковки и прессования. При процессах вдавливания истечение материала, как правило, ограничивается объемом, лишь приблизительно равным объему вытесненного инструментом материала². Поэтому целесообразно так располагать вогнутые и выпуклые участки над элементарной основной формой, чтобы они уравновешивались в возможно ограниченной области.

Необходимые для горячего прессования температуры³ зависят до некоторой степени от величины изделия и применяемого пресса. Указания на температурный режим расходятся поэтому довольно сильно. Наиболее пригодными температурами для меди считают 650—700° (—900°), для широко применяемой при прессовании латуни с 58% меди и 2% свинца — 650—750° (—800°), для более твердых специальных латуней на этой основе 650—700° (—850°)⁴. Алюминий и алюминиевые сплавы могут прессоваться при 350—500°⁵, электрон при 270—330°⁶. Температурыковки для никеля лежат между 1000 и 1200°, для монель-металла между 1000 и 1150°⁷.

¹ Siebel, E.: Werkstoffhanlbuch Stahl u. Eisen, Blatt. T. 21.

² Sachs, G. u. E. Seidl: Naturwiss. Bd. 13 (1925) S. 1032—1040. Sachs, G. Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 189—195.

³ Cp. A. Peter: Z. Metallkde. Bd. 15 (1923) S. 1—6, 41—47. Das Pressen der Metalle. Berlin 1930.

⁴ Guzzoni, O.: Metallurg. ital. v. 23 (1931) P. 177—192, 1146—1161; Anon: Met. Ind., Lond. v. 28 (1926) P. 149—152, 197—199.

⁵ Nagel, C. F.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928. P. 127—148. Fusz, V.: Metallwirtsch. Bd. 9 (1930) S. 301—304. Budgen, N. F.: The Heat-Treatment and Annealing of Aluminium and its Alloys. London 1932. Zeerleder, A. v.: Technologie des Aluminiums. Leipzig 1934.

⁶ de Ridder: TZ. Prakt. Metallbearb. Bd. 43 (1933).

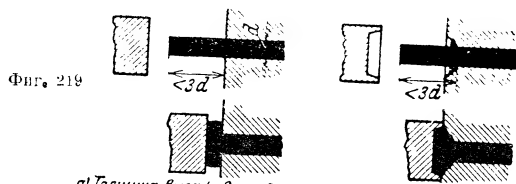
⁷ Crawford, C. A.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 P. 74—94.

Основной порок при прессовании — складки (зажимы), образующиеся в местах высадки материала¹. Исходный материал с грубозернистой структурой, которая может быть вызвана также нагревом (резаные кромки!), склонен к образованию трещин (ср. § 32).

§ 103. Осаживание

Процессы осаживания находят в последнее время особенно широкое применение при изготовлении холодной головок винтов. В то время как ранее винты изготовлялись исключительно путем обточки на токарных станках из проволоки, в последнее время все большее распространение находят обработанные давлением винты с накатанной резьбой и осаженной головкой². С растущими требованиями к механическим

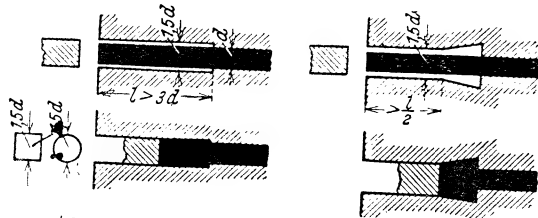
свойствам винтов и болтов лучшее использование высококачественного материала при пластическом деформировании приобретает все большее значение.



Фиг. 219

Фиг. 220

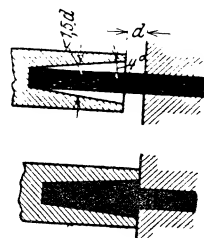
а) Толщина высаживаемой части произвольная



б) Высаживаемая длина произвольная

Фиг. 221

Фиг. 222



Фиг. 223

Фиг. 219—223. Допустимые деформации при осадке горячей (по Фросту).

Кроме того, накатанная резьба значительно превосходит при длительных нагрузках нарезанную (ср. фиг. 240).

Для горячего осаживания по Фросту справедливы следующие основные правила³. Фиксированный с обеих или с одной стороны отрезок проволоки может быть осажен (фиг. 219 и 220) без опасений за изгиб при условии, что его длина не превосходит трехкратного диаметра. При осаживании проволоки в коническом или цилиндрическом штампе (фиг. 221—223) длина может быть увеличена до шестикратного диаметра, если средний диаметр штампа не превосходит диаметр проволоки более чем в $1\frac{1}{2}$ раза. При этом выступающая за штамп длина не должна быть более диаметра ($l < d$). При холодном осаживании винтовой головки можно по Ауману (фиг. 224) при первом ударе из проволоки длиной, равной 5,6-кратному диаметру, высаживать коническую

¹ Peter, A.: Z. Metallkde. Bd. 15 (1923) S. 1—6, 41—47. Obermüller, H.: Z. Metallkde. Bd. 16 (1924) S. 229—235, 308—311.

² Aumann, W.: Masch.-Bau Bd. 9 (1930) S. 368—375; Stahl u. Eisen Bd. 50 (1930) S. 1611—1616; Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 200—206. Crane, E. V.: Plastic Working of Metals, v. 266. New York 1932. Schimz, K.: Werkst.-Techn. Bd. 27 (1933) S. 456—459.

³ Frost, E. R.: National Machinery, Tiffin Ohio, ср. E. V. Crane: Plastic Working of Metals, P. 266. New York 1932.

головку с углом наклона 10° , а при втором ударе производить свободное осаживание¹.

Деформирование при высаживании винтовых головок и аналогичных процессах происходит совершенно так же, как при обычной пробе на осаживание, исследованной весьма полно. Также и при высаживании головки согласно фиг. 224 образуются наиболее сильно напряженные зоны в виде двух сходящихся вершинами конусов, которые могут приводить к трещинам². Эти конусы скольжения при испытаниях на сжатие становятся менее выраженными при применении смазки³ или же при применении конических плиток для пресса⁴; благодаря этому исчезает также бочкообразность осаживаемого образца. Это основано на понижении трения между образцом и опорами⁵. Усилие и работа деформирования при осаживании достигают в общем порядка тех же величин, как и при обычных испытаниях на сжатие. Необходимое напряжение p зависит главным образом от отношения вы-



Фиг. 224. Переходы при посадке головки железного винта (по Ауману).

соты h к диаметру d ⁶, приблизительно в соответствии с следующим уравнением:

$$p = k \left[1 + c \left(\frac{d}{h} \right)^2 \right] \quad (32)$$

В этой формуле сопротивление истечению k можно положить равным сопротивлению осаживанию сравнительно большого, претерпевшего одинаковое относительное обжатие тела (ср. фиг. 149). Постоянная c для стали и свинца найдена одинаковой.

Усилие деформирования при осаживании очень мало зависит от скорости деформации. При наиболее высоких в практике скоростях оса-

¹ Aumann, W.: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 200—206.

² Aumann, W.: a. a. O.

³ Hübers, K.: Ber. Walzwerkausssch. V. D. Eisenhüttenl. 1922 Nr. 32.

⁴ Siebel, E. u. A. Pomp: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 9 (1927) S. 157—171, Bd. 10 (1928) S. 55—62.

⁵ Riedel, F.: Forschungsarb. VDI 1913 Heft 141. Scholl, J.: Z. VDI Bd. 69. (1925) S. 406—410. Knein, M.: Z. angew. Math. Mech. Bd. 6 (1926) S. 414—416. Schunck, M.: Z. VDI Bd. 72 (1928) S. 445—447.

⁶ Siebel, E.: Der. Walzwerkausssch. V. D. Eisenhüttenl. 1921 Nr. 28; Stahl u. Eisen Bd. 43 (1923) S. 1295—1298; Masch.-Bau. Bd. 2 (1922/23) S. 307—312. Sachs, G. Z. Metallkde. Bd. 16 (1924) S. 55—58.

живания сопротивление осаживанию лежит максимум на 20% выше, чем при лабораторных испытаниях на сжатие¹. При горячем осаживании влияние скорости напротив значительно (ср. § 78).

Работа деформирования при испытании на сжатие получается, на основании § 70, равной:

$$A \sim p_m \cdot \ln \frac{F_0}{F_1}, \quad (33)$$

где p_m — средняя величина сопротивления осаживанию, F_0 — исходная и F_1 — конечная площади сечения.

При осаживании круглое сечение остается круглым. Если пренебречь бочкообразностью деформированного образца, то при уменьшении высоты h_0 до h диаметр d_0 увеличивается до:

$$d = d_0 \sqrt{\frac{h_0}{h}}. \quad (34)$$

Призматическое тело при осаживании имеет тенденцию переходить в цилиндрическое². По Зибелю размеры a и b ($a > b$) тела при осаживании с высоты h_0 на h становятся приблизительно равными:

$$\left. \begin{aligned} a &= (a_0 - b_0) + b_0 \sqrt{\frac{h_0}{h}} \\ b &= b_0 \frac{h_0}{h} \\ b' &= b_0 \sqrt{\frac{h_0}{h_1}} \end{aligned} \right\} \quad (35)$$

Здесь b — ширина осаживаемого тела в середине длинной стороны и b' — ширина у углов. Бóльшее измерение a остается всюду приблизительно одинаковым.

§ 104. Процессы вдавливания

Одним из элементов прессования является вдавливание в материал штемпелей различной формы. Сюда относятся также и резальные работы, которые представляют собою по существу процесс вдавливания, проводимого до разделения материала.

Вдавливание в тела сравнительно большие относительно отпечатка явилось предметом подробных исследований в силу их важности для механических испытаний. По этому вопросу имеются подробные теоретические исследования³, которые, однако, пока не дали практических результатов.

Процессы вдавливания широких призматических бойков при уширении (фиг. 216) не исследовались подробно. Все же можно принять, что материал при этом должен вести себя так же, как и при осаживании,

¹ Sechase, H.: Forschungarb. VDI 1915 Heft 182. Riedel, F.: Forschungarb., VDI 1913 Heft 141. Siebel, E. u. A. Pomp: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseldorf. Bd. 10 (1928) S. 55—62.

² Siebel, E.: Der Walzwerkabschluss V. D. Eisenhüttenl. 1921 Nr. 28.

³ Prandtl, L.: Z. angew. Math. Mech. Bd. 1 (1921) S. 15—20, Bd. 3 (1923) S. 401—406; Naturwiss. Bd. 15 (1927) S. 265—267. Nadai, A.: angew. Math. Mech. Bd. 1 (1921) S. 20—28. Hencky, H.: Z. angew. Math. Mech. Bd. 3 (1923) S. 241—251.

так как связь между деформированной и недеформированной областями имеет место на малой по сравнению с деформированным объемом площади. Осаживаемому телу отвечает при этом призматическая часть тела под бойком. В соответствии с этим можно принять также, что материал при этом процессе течет равномерно по всем направлениям, как и при испытании на сжатие (ср. § 103).



Фиг. 225. Выявление деформированной путем вдавливания зоны при рекристаллизации в железном куске (в натуральную величину).

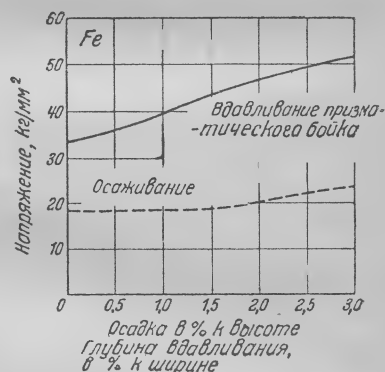
дрической чашей под прессштемпелем, а вытесненный материал течет вверх. Если принять за меру деформации отношение глубины вдавливания к ширине бойка, то сопротивление прессованию для определенной глубины вдавливания (в %) получается согласно фиг. 226 в два раза большим, чем для одинакового уменьшения высоты (в %) при испытании на сжатие. Этот результат совпадает также с теоретическими расчетами. При увеличении ширины бойка сопротивление прессованию медленно уменьшается.

Если боек представляет притупленный клин, то также и в этом случае сопротивление прессованию мало изменяется. Только при совершенно остром притуплении клина, скажем с углом отверстия в 40° и ниже, сопротивление прессованию быстро уменьшается, в соответствии с переходом от вдавливания к осаживанию.

Особенно подробно исследовано далее вдавливание тел с симметрией вращения³, в особенности шариков, при испы-

При вдавливании узких бойков (ср. фиг. 215), т. е. при вытяжке, напротив происходит главным образом удлинение. т. е. материал течет в направлении поперечном относительно бойков¹. Также и это согласуется с тем фактом, что при осаживании узких прямоугольных тел деформация распространяется преимущественно в ширину (ср. § 103). Сопротивление прессованию при этом процессе должно быть значительно выше, чем при уширении, однако более подробных исследований по этому вопросу нет.

Подробнее исследовано вдавливание узкого относительно высоты тела бойка². В этом случае деформация, как показывает фиг. 225, ограничивается цилин-



Фиг. 226. Сопротивление деформации мягкого железа при пробах на вдавливание и осаживание.

¹ Sachs, G.: Z. Metallkde. Bl. 19 (1927) S. 189—195. Körber, F. u. E. Siebel: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. Düsseld. Bd. 10 (1928) S. 15—21.

² Sachs, G.: Z. tech. Physik Bd. 8 (1927) S. 132—141. Mesmer, G.: Techn. Mech. Thermodyn. Bd. 1 (1930) S. 85—100, 106—112.

³ Kuntze, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 96—127.

тании на твердость¹, также конусов² и вертикальных цилиндров. Вдавливание последних требует для определенной глубины вдавливания по отношению к диаметру цилиндра 2,5—3,5-кратного усилия, необходимого для одинакового уменьшения высоты при осаживании. Конус требует сравнительно с цилиндром при проникновении на одинаковую глубину — около 0,75—0,8 его давления прессования. При многократном вдавливании в один и тот же участок сопротивление вдавливанию острого конуса значительно меньше вследствие уменьшающегося трения.

Обычно для материала известна его твердость при испытании шариком. Было бы поэтому весьма желательным знать давление прессования в различных случаях в сравнении с твердостью. Однако простой связи, естественно, не устанавливается из-за зависимости от различных факторов. Все же можно принять, что плоские отпечатки требуют таких удельных давлений прессования, которые отвечают приблизительно максимуму твердости.

Для более глубоких отпечатков величина потребного усилия увеличивается до 2—3-кратного значения твердости.

При прессовании в штампах давления, конечно, могут быть значительно большими, так как здесь возможны особенно резкие переходы, причем материал заполняет крайние углы штампа. При этом прочие части изделия могут быть совершенно заперты штампом и оказывают большое сопротивление.

Приведем некоторые указания относительно давления прессования при чеканке американских монет³:

Золотые монеты	150—200	кг/мм ²
Серебряные монеты	135—145	"
Никелевые монеты	190	"
Медные монеты	145	"

Эти величины примерно в два с половиной раза больше значений твердости материала.

ПРОКАТКА

§ 105. Станы для прокатки листов и лент

Под прокаткой понимают все процессы, в которых деформация материала производится давлением вращающихся валков.

Наибольшее значение имеет обычная прокатка с двумя параллельно расположенными рабочими валками, применяемая для изготовления тяжелых полуфабрикатов (болванок, заготовок), легких полуфабрикатов (пластин, плит), прутков и профилей в горячую, листов, лент и проволоки в холодную, а также труб, причем в последнем случае необходимо применение оправки. В простейшем виде прокатные станы оборудованы двумя приблизительно одинаковыми рабочими валками (фиг. 227—228). В обычной дуо-клетки валки получают движение только в одном направлении; прокатываемый материал после каждого прохода передается

¹ Cp. P. M. Dö h m e r: Die Brinellsche Kugeldruckprobe. Berlin 1925. O'N e i l l, H. a. H. G r e e n w o o d: J. Inst. Met., Lond. v. 48 (1932 I) P. 47—68.

² L u d w i k, P.: Die Kegelprobe. Berlin 1928. H a n k i n s, G. A.: Proc. Inst. mech. Engr. 1925 I S. 611—645.

³ C r a n e, E. V.: Plastic Working of Metals, P. 244. New York 1932.

через верхний валок при помощи рольганга. Для прокатки более тяжелых слитков применяются реверсивные станы, в которых после каждого прохода направление движения валков меняется на обратное. Холодная прокатка тонких листов производится также на двух смещенных по высоте друг относительно друга пар валков — дошпель-дуо. То же назначение, как реверсивный дуо или дошпель-дуо, выполняет стан с тремя валками — трио.

Уже Лаут установил, что применение валков большого диаметра для прокатки малых толщин сопряжено с большой затратой силы и работы. Причина этого лежит в том, что трение сильно возрастает с величиной площади захвата валков (ср. § 108) и что на преодоление его затрачивается значительная часть общей работы, в особенности при шероховатых поверхностях валков и прокатываемого материала, как это имеет место при горячей прокатке¹. В трио Лаута (фиг. 229) один из рабочих валков делается поэтому меньшего диаметра. Так как прочность его не рассчитана на изгибающие нагрузки, развивающиеся благодаря давлению прокатки, он поддерживается опорным валком.

Благоприятное влияние малых валков на величину затрачиваемого усилия и работы основывается на том, что при прокатке, точно так же как и при осаживании (ср. § 103), сопротивление материала тем больше, чем ниже высота его по сравнению с величиной площади захвата, или с величиной валков. Так как эта зависимость устанавливается благодаря трению между валками и материалом, то для изготовления тонких листов и лент обычно используются полированные валки; кроме того, применяется смазывание прокатываемого материала (одновременно для охлаждения). Несмотря на это, в станах с рабочими валками больших диаметров давления прокатки оказываются все же столь большими, что это приводит к прогибу валков. Для получения одинаковой толщины равномерно по всей ширине полосы валки при шлифовке делаются поэтому бочкообразными. Однако современные ленточные станы часто оборудуются также тонкими рабочими валками (ср. фиг. 234). В таком случае каждый рабочий валок поддерживается или одним опорным валком — в четырехвалковых станах (ср. фиг. 232) или же двумя опорными валками — в шестивалковых станах (фиг. 230)². Для производства фольги (толщиной менее 0,005 мм) из твердых материалов предлагаются станы также с двумя или тремя системами опорных валков при рабочих валках минимальных размеров (опорные валки 30—40 мм, рабочие — 5 мм); получаются двенадцативалковые (фиг. 231) или двадцативалковые станы³. Четыре внутренних опорных валка из-за недостатка пространства не могут быть достаточно большого диаметра и устойчивыми против прогиба; они не фиксированы в подшипниках и назначение их сводится лишь к передаче усилий на более прочные внешние опорные валки.

Однако в тонких гладких валках захват материала осуществляется плохо; известно, что абсолютное уменьшение высоты ограничивается некоторым зависящим от условий трения предельным углом захвата. При прокатке втягиваемой в валки призматической заготовки этот угол

¹ Lueg, W. u. E. Osenberg: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforschg., Düsseldorf. Bd. 15 (1933) S. 99—105.

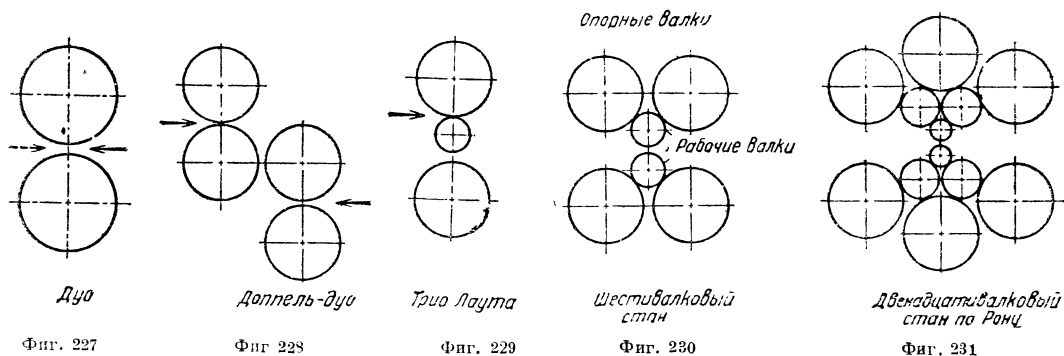
² Weiss, L.: Z. Metallkde. Bd. 23 (1931) S. 73—76. Fass, W.: S. Stahl u. Eisen, Bd. 52 (1932) S. 1261—1270.

³ Rohn, W.: Stahl u. Eisen Bd. 52 (1932) S. 821—825; Festschrift Vakuumschmelze, S. 381—387, Hanau 1933.

захвата приблизительно равен углу трения ($\rho = \arctg \mu$, где μ — коэффициент трения). При заостренной или иным образом заданной в валки (принудительно) заготовке прокатка будет иметь место, если угол захвата не превзойдет удвоенного угла трения¹ (ср. § 108).

Так как при горячей прокатке часто желательны большие обжатия, необходимо, чтобы поверхность валков была шероховатой. Гладкие валки тотчас после шлифовки захватывают материал хуже, чем бывшие уже в употреблении, так как в последнем случае пристаивая к ним окалина значительно повышает трение между прокатываемым материалом и валками².

Вместо обычного привода обоих или одного вала при помощи передачи, в станах Стегля применяют в качестве привода приводные барабаны (фиг. 232)³. В этих станах работа прокатки производится всецело



Фиг. 227—231. Расположение валков в прокатных станах.

за счет действующих на ленту усилий со стороны барабана; поэтому рабочие валки делаются очень малыми при больших опорных валках, а трение максимально снижается благодаря применению роликовых подшипников. Соотношение сил при такой прокатке весьма сходно с соотношением сил при волочении (ср. § 114). Уменьшение высоты ограничивается теперь не углом захвата, а сопротивлением разрыву материала. Чтобы обеспечить беспрепятственное прохождение ленты со стороны входа в валки, она также находится под незначительным натяжением.

Валки для горячей прокатки изготавливаются из закаленного чугуна или при более высоких требованиях — из специальной стали. Для первых холодных прокаток применяются также преимущественно валки из закаленного чугуна. Для обеспечения хорошей поверхности, которая требуется от листов и лент для многих целей, прокатка в последних проходах должна производиться в валках из закаленной и полирован-

¹ Fink, K.; Z. Berg.-Hütt.- u. Sal.-Wes. 1874 S. 200. Rodziewicz-Bielewicz, A.; Stahl u. Eisen, Bl. 33 (1913) S. 1697—1698. Maringer, P.; Rev. univ. Mines [6] v. 1 (1919) P. 177—308. Bd. 2 (1919) S. 47—123. Tafel, W. u. E. Schneider; Stahl u. Eisen Bl. 44 (1924) S. 305—309. Karman, T. v.; Z. angew. Math. Mech. Bd. 5 (1925) S. 139—141. Siebel, E.; Z. angew. Math. Mech. Bd. 6 (1926) S. 174—176. Sedlaczek, H.; Stahl u. Eisen Bl. 47 (1927) S. 26—27.

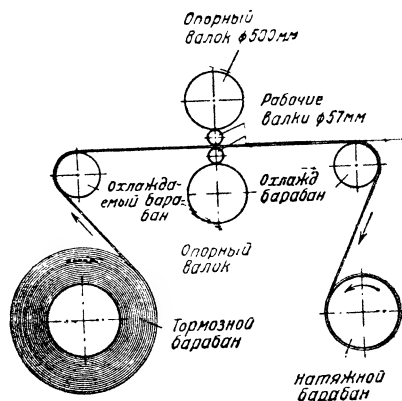
² Lueg, W. u. E.; Osenberg Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforschg. Düsseld. Bl. 15 (1933) S. 99—105.

³ Iron Age v. 129 (1932) P. 168—171, 214. Barclay, W. R.; J. Inst. Met. Lond. v. 52 (1933 II) P. 19—38.

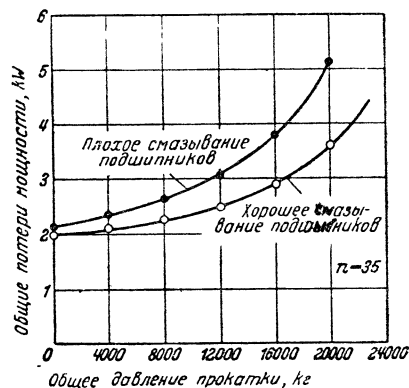
ной стали; в последнее время применяется также легированный закаленный чугун¹.

Большое значение для работы прокатки имеют также трение в подшипниках. Затрачиваемая на него работа не определяется только холостым ходом машины, но при подшипниках скольжения увеличивается с давлением прокатки² (фиг. 233). При этом сказывается также смазывание и охлаждение³. В последнее время широкое применение, главным образом для опорных валков, нашли роликовые подшипники.

Прокатные станы для листов и лент представляют ряд последовательных клеток. Необходимое при этом согласование скоростей прокатки достигается особыми мероприятиями⁴. Такие станы применяются



Фиг. 232. Схематическое изображение ленточной прокатки на стане Стекля.



Фиг. 233. Влияние смазки подшипников валков на потерю мощности.

в особенности для производства латунных лент. Подобный стан для широких лент показан на фиг. 234. В качестве исходного продукта для прокатки в подавляющем большинстве случаев служит отлитый в горизонтальную или вертикальную изложницу слиток. Для листов и лент отливают сравнительно тонкие плиты, чтобы по возможности снизить работу прокатки. Если к поверхности полуфабриката предъявляются особые требования, поверхность слитка снимается. Мелкие поверхностные дефекты удаляются также по ходу прокатки фрезой или шпатром. Поверхностные дефекты на готовом материале могут быть вызваны отчасти из-за неплотностей и включений в слитке, отчасти это отпечатки от валков и продукты окисления (окалина)⁵.

¹ Kran, F.: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 226—229.

² Siebel, E. u. A. Pom p; Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforschg., Düsseld. Bd. 12 (1930) S. 149—159.

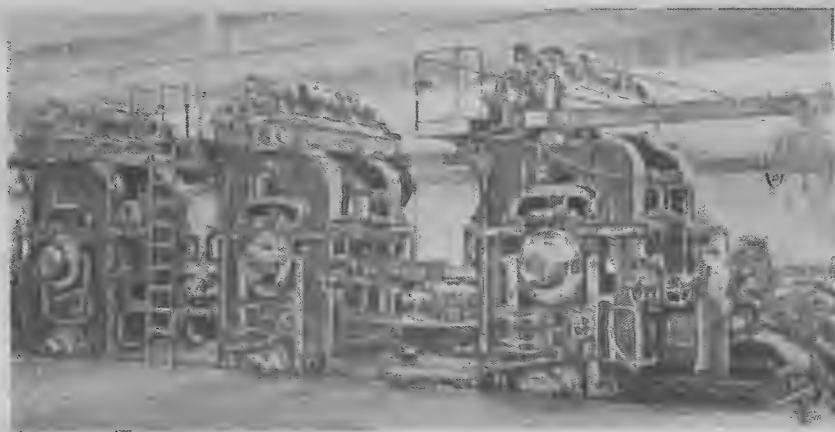
³ Rohn, W.: Z. Metallkde. Bd. 23 (1931) S. 76—86. Palmgren, O.: Stahl u. Eisen. Bd. 49 (1929) S. 101—108. Vereinigte Kugellagerfabriken: Kaltwalzwerke mit SKF—Rollenlagern. Berlin, 1931. Weisz, L.: Z. Metallkde. Bd. 23 (1931) S. 47—51, 73—76. Fass, W.: Stahl u. Eisen Bd. 53 (1932) S. 1261—1270. Nowahr, E.: Stahl u. Eisen Bd. 53 (1933) S. 1293—1301.

⁴ Rohn, W.: Stahl u. Eisen Bd. 49 (1929) S. 1757—1760, 1793—1797. Fass, W. Stahl u. Eisen Bd. 52 (1932) S. 1261—1270.

⁵ Marke, E.: Stahl u. Eisen Bd. 54 (1934) S. 149—152.

Цветные металлы и в особенности их сплавы прежде за немногим исключением (мунц-металл) прокатывались в холодную¹. В настоящее время, когда для большинства материалов удалось преодолеть связанные с горячей прокаткой трудности (ср. § 52), предпочитают прокатку в горячую. Она экономичнее и допускает обработку больших толщин.

При толщине листа в 3—6 мм экономическое превосходство горячей прокатки над холодной утрачивается. При меньших толщинах нагрев почти не имеет смысла, так как температура при прокатке сильно падает. На станах Стегля удается катать в горячую ленты толщиной 1—2 мм потому, что намотка на барабан производится внутри печи². От более тонких плит, листов и лент часто требуют хорошей поверхно-



Фиг. 234. Ленточные четырехвалковые станы (производства Крупп-Грузон, Магдебург).

сти, точности размеров и равномерности свойств. Это достижимо лишь при применении холодной прокатки и — при необходимости — последующего отжига. При горячей прокатке материал упрочняется лишь незначительно и он обычно непосредственно поступает на холодную прокатку. Удаляется лишь окалина (травлением), а для удаления поверхностных пороков производится фрезеровка.

Делаются также попытки слить литые и горячую прокатку в одну рабочую операцию. При таком способе работы жидкий металл заливают между валками стана или между валком и плитой и так направляют затвердевание, чтобы твердый материал получил некоторое обжатие. В самое последнее время такой способ (способ Хацелетта) нашел, повидимому, применение в технике³. Он применяется для изготовления аккумуляторных свинцовых пластин, а в Америке также для производства латунных листов.

¹ Barclay, W. R.: J. Inst. Met., Lond. v. 52 (1933 II) P. 19—38.

² Ср. W. Krämer: Z. VDI Bd. 77 (1933) S. 1359—1361; Stahl u. Eisen Bd. 53 (1933) S. 1237—1240.

³ Barclay, W. R.: J. Inst. Met., Lond. v. 52 (1933 II) P. 19—38.

§ 106. Прокатка прутков, труб и профилей

Для прокатки прутков, проволоки, профилей и труб обычно применяются те же станы, как и для прокатки листов, с соответствующим образом профилированными валками. Так как, однако, для этих целей достаточны валки значительно меньших ширин, Рон предложил установку таких сравнительно малых валков односторонне фиксированными в подшипниках с сменными профильными обоями¹ (фиг. 235).

Прокатный стан на фиг. 235 для прутков из тугоплавких сплавов состоит подобно станам для листов из ряда последовательно установлен-



Фиг. 235. Черновой стан Рона с односторонне фиксированными валками для прокатки твердых сплавов.

ных клетей. Каждая пара валков повернута относительно предыдущей на 90°. На фиг. 236 показана относящаяся к этой установке машина для холодной прокатки тонкой проволоки.

Горячая прокатка железных прутков производится обычно на станах, состоящих из ряда последовательно установленных клетей², причем, однако, оси валков параллельны.

Для некоторых профилей, например тавровых балок, находят применение универсальные прокатные станы с дополнительными боковыми (вертикальными) валками³.

Изготовление труб в обычных валках применяется главным образом для стали⁴. На прокатных станах с оправкой в валках с круглыми

¹ Rohn, W.: Stahl u. Eisen Bd. 49 (1929) S. 1757—1760, 1793—1797.

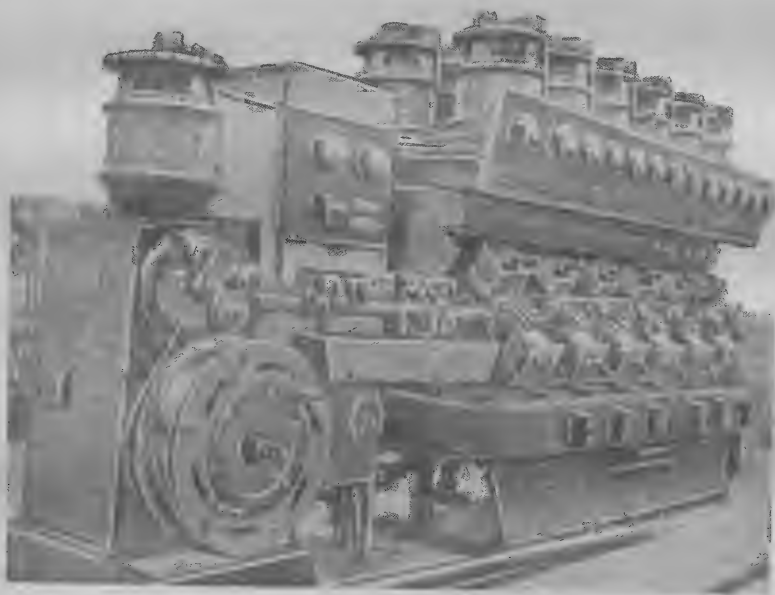
² Обзор различных проволочных станов см. M. E. Richarme: Rev. Métallurg. v. 24 (1927) P. 161—178, 255—277, 307—316, 405—414; о медных проволочных станах см. также K. Bernhoeft: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 90—93.

³ Emicke, J.: Handbuch Eisenhüttenwesen, Bd. 1, S. 652—712. 1929.

⁴ Chancellor, W. C.: Iron Coal Trad. Rev. v. 109 (1924) P. 510—512. Körber, E.: Stahl u. Eisen Bd. 48 (1928) S. 1113—1120. Johannsen, O.: Handbuch Eisenhüttenwesen, Bd. 1, S. 252—337. 1929.

ручьями прокатываются трубы меньших размеров, причем уменьшается как диаметр, так и толщина стенки трубы. На редуционных прокатных станах уменьшается только внешний диаметр трубы, причем справка не применяется¹. Расширение труб может производиться в обычных станах путем прокатки на оправке.

Бвальцовка труб в котлы производится с помощью специального инструмента, состоящего из трех малых последовательно расположенных валков². В трубе и стенках котла при этом возникают значительные напряжения. В местах соединений возможны изломы усталости, объясняемые условиями соединения³.



Фиг. 236. Прокатный стан Рона с односторонне фиксированными валками для холодной прокатки проволоки.

Большие тонкостенные трубы по Эргардту одеваются на валок дуо-стана и раскатываются как бесконечный лист в тангенциальном направлении⁴. Наблюдение, что узкий лист уширяется относительно больше, чем широкий (ср. также вытяжку под молотом), привело в настоящее время к разработке специального способа вытяжки толсто-стенных труб. При этом способе раскатка производится в нескольких системах косо расположенных валков, распределенных по окружности

¹ Lobkowicz, G.: Stahl u. Eisen Bd. 51 (1931) S. 1389—1397, 1432—1437.

² Berndt, O.: Z. VDI Bd. 68 (1924) S. 809—810. Lang, J.: Masch.-Bau Bl. 4 (1925) S. 216—222. Oppenheimer, P.: Z. bayer. Revis.-Ver. Bd. 30 (1926) S. 167. Ries, K.: Z. bayer. Revis.-Ver. Bd. 32 (1928) S. 199. Siebel E.: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 47 (1927) S. 1685—1692; Stahl u. Eisen Bd. 53 (1933) S. 1205—1215.

³ Ruttmann, W.: Schrift. Techn. Hochsch. Darmstadt 1932 Heft 4. S. 63—68. 1933 Heft 2, S. 51—57.

⁴ Ehrhardt, H.: Stahl u. Eisen Bd. 22 (1902) S. 253—258.

трубы, причем вначале раскатываются узкие, затем постепенно расширяющиеся (до окончательной отделки) спиральные участки¹.

Изготовление исходных (полых) заготовок для труб производится особым способом прокатки на косых вальцах, о чем подробно излагается в § 109.

Прокатка таких полых заготовок в производстве стальных труб осуществляется часто на пильгерстахах². При этом гильза (заготовка), надетая на гладкий цилиндрический стержень — пильгер-дорн, — подается в рабочие валки, профилированные только на части окружности, и прокатывается в них. Направление вращения валков обратно направлению продвижения гильзы. При каждом шаге гильза поворачивается на 90°. Более старый принципиально одинаковый способ находит в последнее время применение в Америке для холодной прокатки труб из цветных металлов (tube reducing³). При этом пильгервальцы заменены сегментами с поступательным и возвратным движением.

§ 107. Деформации при прокатке

Для листовой прокатки деформация материала имеет малое значение. Сравнительно с другими способами деформации течение материала при листовой прокатке сравнительно равномерно⁴. В этом случае имеет место главным образом сжатие материала и лишь поверхностные слои несколько опережают внутренние. Однако чем больше трение между валками и материалом, тем сильнее обнаруживается неравномерность истечения материала, вызывающая внутренние трещины, расслоения и трещины по кромкам⁴.

Для прокатки профилей имеет значение прежде всего тот факт, что материал течет частично в длину, частично в ширину⁵. Профиль валков должен выполняться по возможности таким образом, чтобы не препятствовать естественному уширению во избежание образования заусенцев и высоких давлений.

Однако величина уширения не поддается простому численному определению. В более ранних формулах не учтено сильное влияние различных факторов. Сравнительно хорошо применимо уравнение Зигеля.

$$b_1 - b_0 = c \frac{\Delta h}{h_0} l, \quad (36)$$

¹ Roeckner, M.: Stahl u. Eisen Bd. 53 (1933) S. 1001—1005.

² Röber, E.: Stahl u. Eisen Bd. 48 (1928) S. 1113—1120. Mooshake, R.: Stahl u. Eisen Bd. 53 (1933) S. 465—483. Kocks, F.: Stahl u. Eisen Bd. 53 (1933) S. 689—701.

³ Hollenberg, A.: Stahl u. Eisen Bd. 3 (1883) S. 121—122. Kick, F.: Vorlesungen über mechanische Technologie, 2 Aufl., S. 304. Leipzig und Wien 1908. Ludwig, P.: Z. öst. Ing.- u. Arch.-Ver. Bd. 67 (1915) S. 597—602. Metz, N.: Rev. Metallurg. v. 22 (1925) P. 1—20, 66—87; Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 1 (1927/28) S. 193—204. Sachs, G.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 189—195. Siebel, E. u. E. Hühne: Mitt. Kais. Wilh.-Inst. Eisenforsch., Dusseld. Bd. 13 (1931) S. 149—159.

⁴ Siebel, E. u. E. Osenberg. Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Dusseld. Bd. 16 (1934) S. 35—50.

⁵ Tafel, W.: Walzen und Walzenkalibrieren, 2 u. 3 Aufl. Dortmund 1923.

где b_0 и b_1 — ширина материала до и после прокатки.

Δh — уменьшение высоты h_0 ,

$l \sim \sqrt{z \cdot \Delta h}$ (z диаметр валков) — находящаяся под давлением валков длина l

c — коэффициент, зависящий от материала ¹.

Этот коэффициент для стали равен 0,31—0,35, для свинца — 0,33, для меди — 0,36 и для алюминия — 0,45 ². Уширение у хромоникелевых сталей, в особенности ферритных сталей, сильнее, чем у углеродистых сталей ³. Различные опыты показали, однако, что уширение материала зависит не только от геометрических размеров вала, но также от температуры ⁴ и от трения, т. е. от состояния поверхности валков ⁵. В уравнении не входит также абсолютное уширение материала, которое, впрочем, в широких пределах не имеет большого значения ⁶. По Зибелю и Озенбергу главная причина различного поведения различных материалов и влияния температурных условий лежит в величине трения ⁷. Последнее обнаруживается тем более заметно, чем тоньше материал в сравнении с диаметром валков. Чем больше трение, тем сильнее при нормальном обжатии уширение.

О перемещении материала по сечению, зависящем от профиля, известно очень немного. В целях достижения возможно равномерной проработки материала по сечению необходимо избегать резких местных разрезов (Einschnitt) при переходе от одного промежуточного профиля к другому, которые в случае стали могут обнаружить ликвационные зоны, неблагоприятные для прочности материала ⁸.

Материал выходит из валков с большей скоростью, чем это соответствует скорости на поверхности валков. Это объясняется тем, что при сжатии под валками сечение претерпевает ускорение.

В самом деле, в единицу времени в любом месте между валками должно проходить одинаковое количество материала; следовательно, материал должен двигаться тем сильнее, чем меньше его сечение. С другой стороны, в валки материал входит медленнее, чем вращаются валки. Таким образом входящая часть материала запаздывает против движения валков, выходящая — опережает это движение. Только в одном участке, «критическом сечении», господствует относительный покой ⁹. Положение этого критического сечения может быть вычислено теоретически, о чем будет сказано в следующем параграфе. Оно лежит тем ближе к входу материала, и в соответствии с этим тем больше опережение, чем больше трение и чем больше валок по сравнению с толщи-

¹ Siebel, E.: Ber. Walzwerkkaussch. V. D. Eisenhüttenl. 1922 Nr. 28; Stahl u. Eisen Bd. 43 (1923) S. 1295—1298.

² Tafel W. u. F. Anke: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 225—231. Tafel, W. u. W. Knoll: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 799—803, Siebel, E. u. E. Fangmeier: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. Düsseld. Bl. 12 (1930) S. 225—244.

³ Houdremont, E.: Stahl u. Eisen Bl. 50 (1930) S. 1517—1528.

⁴ Oberhoffer, P.: Met. u. Erz. Bl. 15 (1918) S. 47—56.

⁵ Lueg, W. u. E. Osenberg: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. Düsseld. Bd. 15 (1933) S. 99—105.

⁶ Sachs, G. Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 189—195. Tafel, W. u. W. Knoll: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 799—803.

⁷ Siebel, E. u. E. Osenberg: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 16 (1934) S. 35—50.

⁸ Sachs, G. u. E. Seidl: Naturwiss. Bd. 13 (1925) S. 1932—1940.

⁹ Hollenberg, A.: Stahl u. Eisen Bl. 3 (1883) S. 121—122.

ной материала. Опыты по исследованию опережения имеются только в отношении стали¹. Они указывают на уменьшение величины опережения при повышении температуры соответственно с уменьшением коэффициента трения.

§ 108. Силы и напряжения при листовой прокатке

Наиболее характерной энергетической величиной при прокатке является давление прокатки, т. е. действующее между материалом и валком перпендикулярно к поверхности последнего общее усилие. Для определения его зависимости от различных факторов возможно применение различного рода силовых измерительных приборов, устанавливаемых в станинах валков². Можно также приблизительно вычислить давление прокатки P из момента валка (т. е. мощности валка $lM = Mw$, где w — угловая скорость валка) по следующему уравнению:

$$P \sim \frac{M}{l} \sim \frac{M}{\sqrt{r(h_0 - h_1)}}, \quad (37)$$

где l — длина, находящаяся под давлением валков, h_0 и h — высота материала до и после прокатки.

Исследования, проведенные до сих пор, касающиеся главным образом стали, показывают, что давление прокатки в очень сильной степени зависит от геометрических соотношений³. Это объясняется тем обстоятельством, что находящаяся между валками часть материала точно так же как при обычном осаживании (сжатии) (ср. § 103), тем труднее выходит из валков, чем меньше высота по отношению к величине площади захвата. Необходимое для истечения давление внутри может стать, как показывают некоторые измерения⁴, в несколько раз больше сопротивления истечению материала, т. е. приблизительно его сопротивлению сжатию (осаживанию). Оно максимально в середине площади захвата и падает особенно быстро в направлении вперед и назад.

¹ Puppe, J.: Stahl u. Eisen Bd. 19 (1909) S. 161—170; Siebel, E. u. E. Fa ng-meier: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 12 (1930) S. 225—244. Siebel, E. u. E. Osenberg: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 16 (1934) S. 35—50.

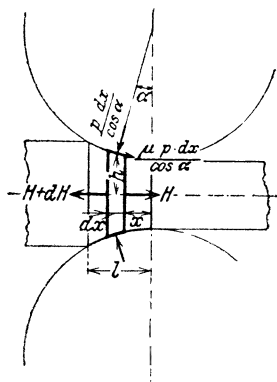
² Puppe, J.: Versuche zur Ermittlung des Kraftbedarfs in Walzwerken. Düsseld. 1909; Versuche über Walzdruck und Kraftbedarf beim Auswalzen von Knuppeln. Düsseldorf 1913. Siebel, E. u. A. Pomp: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 11 (1929) S. 73—85, Bd. 12 (1930) S. 149—159. Auwers, O. v.: Wiss. Veröff. Siemens-Konz. Bd. 8 (1929) S. 137—143. Voigt, E. u. W. Lueg: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 12 (1930) S. 161—164. de Laney, W. L.: Iron Age v. 127 (1931) P. 609—611. Emicke, O., H. Allhausen u. W. Mauksch Siemens-Z. Bd. 12 (1932) S. 341—346.

³ Weisz, L.: Z. Metallkde. Bd. 14 (1922) S. 160—172, Bd. 15 (1923) S. 133—136, Bd. 17 (1925) S. 229—232, Bd. 20 (1928) S. 280—282. Siebel, E. u. A. Pomp: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 11 (1929) S. 73—85, Bd. 12 (1930) S. 140—159. S. Ekelund: Jernkont. Ann. v. 111 (1927) P. 39—97, v. 112 (1928) P. 67—100. Salin, J.: Jernkont. Ann. v. 112 (1928) P. 150—190. Vereinigte Kugellagerwerke: Kaltwalzwerke mit SKE-Rollenlagern. Berlin 1931; Kugellager — Z. (1930) S. 30—48.

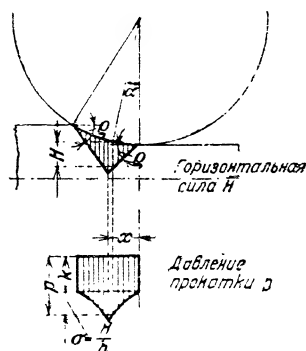
⁴ Huber, K.: Z. angew. Math. Mech. Bd. 9 (1929) S. 454—465. Siebel, E. u. W. Lueg: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 15 (1933) S. 1—14. Lueg, W.: Stahl u. Eisen Bd. 53 (1933) S. 346—352.

Более точные зависимости при прокатке удается установить только привлекая для этой цели теоретические положения¹. Однако эти последние еще довольно скудны, все же они позволяют составить представление о некоторых наиболее важных закономерностях. При этом дело даже не столько в специальных допущениях, сколько в правильности заключений. Для составления действительно количественной картины процесса прокатки недостаточны также и теоретические расчеты, что объясняется ненадежностью принятых основных допущений, а также значительной ролью трения.

До некоторой степени ясное представление о процессе прокатки дают уже приближительные расчеты Зибеля. Рассмотрим силы, дейст-



Фиг. 237. Схема действующих сил при листовой прокатке.



Фиг. 238. Графическое изображение действующих сил и напряжений при прокатке.

вующие на единицу объема находящейся под давлением валков части материала шириной, равной единице (фиг. 237). Дифференциальное уравнение прокатки дает

$$\left. \begin{aligned} dH + p \frac{dx}{\cos \alpha} \sin \alpha \pm \mu p \frac{dx}{\cos \alpha} \cos \alpha &= 0 \\ dH &= -p dx (\operatorname{tg} \alpha \pm \mu) = -p dx (\operatorname{tg} \alpha \pm \operatorname{tg} \rho) \end{aligned} \right\} \quad (38)$$

где H — горизонтальная сила, действующая по сечению.

p — давление прокатки.

α — угол наклона поверхности валков,

ρ — угол трения ($\operatorname{arc} \operatorname{tg} \mu$). Если принять постоянным среднее давление прокатки, то уравнение решается проще всего графически (фиг. 238). Для $x=0$ и $x=l$ $H=0$, μ — в одном случае положительно, в другом — отрицательно. В соответствии с этим интеграл

$$H = \int dH$$

представляется на фиг. 238 заштрихованной площадью. Интегрирование необходимо вести по обе стороны от критического сечения, где меняется

¹ Siebel, E: Ber. Walzwerk Aussch. V. D. Eisenhüttenl. 1924 Nr. 37; Stahl u. Eisen Bd. 45 (1925) S. 1563—1566; Z. angew. Math. Mech. Bd. 6 (1926) S. 174—176; Stahl u. Eisen Bd. 49 (1929) S. 561—567. Bd. 50 (1930) S. 1769—1775. Bd. 51 (1931) S. 1462—1468. Dresden, D.: Z. angew. Math. Mech Bd. 5 (1925) S. 78—79, Bd. 6 (1926) S. 176—177. Karman, T. v.: Z. angew. Math. Mech. Bd. 5 (1925) S. 139—141.

знак трения на обратный. Следует использовать при этом также уравнение истечения (ср. § 75)

$$p - \sigma = k, \quad (39)$$

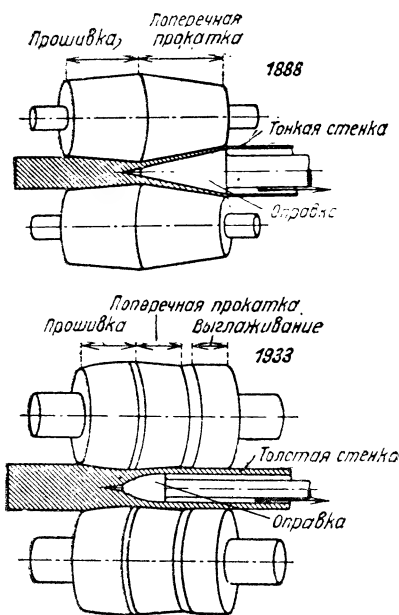
где $\delta = \frac{H}{h}$ (h — высота), чтобы получить давление прокатки в соответствии с фиг. 238

$$p = \sigma + k. \quad (39a)$$

Если варьируют факторы μ и α , то удастся учесть все возможные случаи. Захвата в валки не происходит, т. е. при определенном значении α достигается угол захвата, если критическое сечение располагается при $x = 0$. Давление прокатки для определенного уменьшения высоты тем больше, чем меньше α и чем больше μ . При соответствующих конструкциях на любой вопрос такого рода удастся ответить в согласии с практически получаемыми данными.

§ 109. Косая вальцовка

Из процесса правки прутков в специальных прокатных станах (ср. следующий параграф) развился очень важный сложный процесс прокатки, так называемый способ косой вальцовки. Братья Манесман, разработавшие этот способ, неоднократно наблюдали трещины (полости) в сердцевине прутков, претерпевших правку на таких станах¹. Подобные полости, как удалось



Фиг. 239. Первоначальная (1888 г.) и современная (1933 г.) схемы косой вальцовки (по Мухейку).

показать в настоящее время, возникают всегда, когда пруток достаточно часто претерпевает сжатие в различных направлениях, путем ли ковки² или путем вращения в параллельном положении между двумя валками³.

Аналогичный процесс происходит также в стане косой вальцовки⁴, однако практически годная заготовка получается лишь в том случае, когда по направлению движения слитка устанавливается оправка (фиг. 239), которая расширяет и выравнивает отверстие, получающееся в слитке.

По способу косой вальцовки Манесмана слиток в соответствии с фиг. 239 деформируется между двумя установленными под некоторым углом к оси системы специально профилированными вал-

¹ Johanness, O.: Handbuch Eisenhüttenwesen. Bd. 1, S. 252—337. 1929 Mooshake, R.: Stahl u. Eisen Bd. 53 (1933) S. 465—483.

² Heyn, E.: Handbuch Materialkunde, Bd. 2a, S. 287. Berlin 1913. Körber, F. u. E. Siebel: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseldorf. Bd. 10 (1928) S. 15—21.

³ Nöhl, A.: Stahl u. Eisen Bd. 47 (1927) S. 1692.

⁴ Wolff, C.: Ber. Stahlwerkaussch. V. D. Eisenhüttenl. 1925 Nr. 100; Stahl u. Eisen Bd. 45 (1925) S. 1958—1961. Kocks, F.: Stahl u. Eisen Bd. 47, (1927) S. 433—446.

ками в пустотелую заготовку приблизительно того же диаметра. Процесс кривой вальцовки состоит при этом из прошивки, которая осуществляется в прошивной части стана и из уменьшения толщины стенки в части стана, осуществляющей поперечную прокатку. Для выполнения этой задачи слиток получает вращательное движение и сдвиг, уменьшаясь при этом в диаметре.

На фиг. 239 сопоставлены первоначальная и современная формы манесмановского стана. Как видно, принципиально процесс почти не изменился¹. Некоторое изменение получила только калибровка². Однако первоначально поставленную цель — получить за одну рабочую операцию сразу тонкостенную трубу — осуществить не удалось. При местном захвате в валках удается получить лишь сравнительно малое удлинение; поэтому значительное уменьшение толщины стенок возможно лишь при одновременном значительном расширении трубы³. Это выполняет дисковый аппарат Штифеля, который первоначально был задуман как обход манесмановского стана: в настоящее время он используется преимущественно для расширения труб. В дисковом стане калибр благодаря точно установленным направляющим оказывается до некоторой степени замкнутым.

Способ кривой вальцовки широко используется для изготовления полых стальных заготовок, которые затем обрабатываются на пильгер-станах в обыкновенные трубы. Подобным образом изготавливаются также бесшовные трубы из никеля⁴. Напротив, в производстве цветных металлов с более низкой температурой плавления, например меди, алюминия, этот способ нашел лишь ограниченное применение для изготовления бесшовных труб большого диаметра.

Широкое применение этого способа в производстве стальных труб повлекло за собой многочисленные исследования геометрических отношений, процессов истечения, напряжений и т. п. при кривой вальцовке⁵. Благодаря этому основные связи стали до некоторой степени ясными, однако до составления количественной картины процесса в настоящее время еще далеко.

§ 110. Обработка поверхности в валках

Процесс, который дал повод к разработке способа кривой вальцовки, представляет собой правка прутков и труб, а также освобождение трубы от увлеченной при протяжке оправки в специальных рихтовальных станах, роликовых правильных машинах или отделочных станках. При этом пруток пропускается между расположенными под некоторым

¹ Mooshake, R.: Stahl u. Eisen Bd. 53 (1933) S. 465—483.

² Gorol, P.: Stahl u. Eisen Bd. 53 (1933) S. 422—425.

³ Kocks, E.: Stahl u. Eisen Bd. 53 (1933) S. 689—701.

⁴ Prentisz, F. L.: Iron Age v. 111 (1923) P. 743—744.

⁵ Gruber, K.: Stahl u. Eisen Bd. 39 (1919) S. 1029—1036, 1067—1075, 1096—1100, 1174—1177, 1204—1208, 1239—1244. Gassen, J.: Stahl u. Eisen Bd. 41 (1921) S. 1767—1771; Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 1 (1927/28) S. 127—136. Wolff, C.: Stahl u. Eisen Bd. 45 (1925) S. 1958—1961; Ber. Stahlwerksaussch. V. D. Eisenhüttenl. 1925 Nr. 100. Lobkowitz, G.: Röhrenind. Bd. 19 (1926) S. 49—51, 97—99, 113—115, 129—131, 145—148. Kocks F.: Ber. Walzwerksaussch. V. D. Eisenhüttenl. 1926 Nr. 47; Stahl u. Eisen Bd. 47 (1927) S. 433—446, Bd. 53 (1933) S. 689—701. Siebel, E.: Stahl u. Eisen Bd. 47 (1927) S. 1685—1693. Moritz, W.: Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 1 (1927/28) S. 741—753. Körber, F. u. J. Simoneit; Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 11 (1929) S. 353—371. Gruber, K.: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 12 (1930) S. 285—297.

углом относительно друг друга и относительно оси машины валками и ему сообщается вращение. Для этой цели применяются или два выпуклых или вогнутых валька или же три валька, из которых один расположен на одной оси и другие — по обе стороны на второй оси¹.

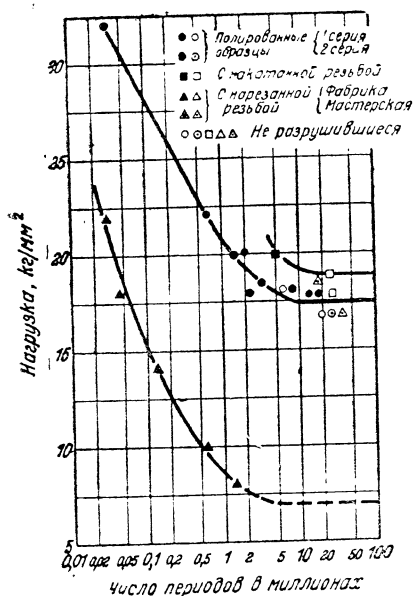
При правке, называемой также обкаткой или полировкой, наряду с выпрямлением имеет место незначительная деформация прутка. Кроме обжатия поверхности по спирали, обычно еще несколько увеличивается диаметр.

Очень важно, в особенности для тянутых латунных прутков, что при этом имеет место изменение величины собственных напряжений.

Вызванные протяжкой растягивающие напряжения на поверхности прутка значительно уменьшаются при обкатке или даже переходят в сжимающие напряжения (ср. § 59). Благодаря этому обычно устраняется часто неизбежное без указанной обработки растрескивание прутков.

Сжимающие напряжения оказывают благоприятное действие также в тех элементах конструкции, которые претерпевают длительные нагрузки вместе с боковым давлением или коррозией. Для осуществления сжимающих напряжений в прутке его обжимают одним или несколькими операциями обкатки, так что он несколько уменьшается в диаметре². На обычное сопротивление длительной нагрузке эта обработка оказывает малое действие; однако часто значительное падение этой характеристики при затяжке (Einspannung)³ или коррозии⁴ почти целиком устраняется при этой обработке.

Фиг. 240. Влияние способа изготовления на сопротивление усталости винтов из медных сплавов.



Также благоприятно действует накатка резьбы (фиг. 240) на сопротивление усталости винтов⁵. Процесс прокатки при накатке резьбы является обратным обычному процессу прокатки. Прокатываемый материал имеет цилиндрическую форму, тогда как вальки заменяются профилированными пластинами, верхняя из которых получает возвратно-поступательное движение⁶. Нарезка резьбы, напротив, как показывают результаты собственных опытов автора (фиг. 240) на медных

¹ Emcke, J.: Handbuch Eisenhüttenwesen, Bd. 1, S. 652—712. 1929.

² Föppl, O.: Masch.-Bau Bd. 8 (1929) S. 752—755. Günther, K.: Veröff. Wöhler-Inst. Braunschweig 1929 Heft 2. Döring, H.: Veröff. Wöhler-Inst. Braunschweig 1930 Heft 5. Berens, O.: Veröff. Wöhler-Inst. Braunschweig 1930 Heft 6; Metallwirtsch. Bd. 13 (1934) S. 44—45.

³ Thum, A. u. F. Wunderlich: Z. VDI Bd. 77 (1933) S. 851—853.

⁴ Hottenrott, E. Mitt. Wöhler-Inst. Braunschweig 1932 Heft 10. Föppl, O., O. Behrens u. T. Dusold: Z. Metallkde. Bd. 25 (1933) S. 279—282. Dusold, T. Metallwirtsch. Bd. 13 (1934) S. 41—44.

⁵ Debus, F.: Schrift. Techn. Hochsch. Darmstadt 1932 Heft 4 S. 68—73.

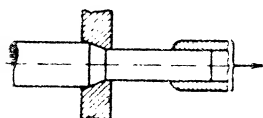
⁶ Seltmann, R.: Diss. Techn. Hochsch. Breslau 1930. Reichel, W.: Diss. Techn. Hochsch. Breslau 1930.

сплавах, приводит к значительному падению сопротивления усталости; во всяком случае большое значение оказывает при этом вид нарезки и последующая обработка, причина чего пока не ясна¹. Это падение может быть уничтожено, если обкатать резьбу². Однако дополнительная термическая обработка устраняет благоприятное действие этой обкатки³. Столь же выгодной должна быть обкатка внутренней резьбы при помощи соответствующего инструмента.

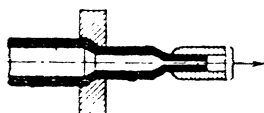
ВОЛОЧЕНИЕ ПРУТКОВ, ПРОВОЛОКИ И ТРУБ

§ 111. Волочение прутков и труб

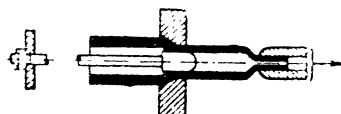
Волочение прутков, проволоки и труб является весьма ценным способом изготовления полуфабриката, которое за малым исключением производится в холодную. К нему обращаются во всех тех случаях, когда применение других более дешевых видов обработки, как то: прессования, горячей и холодной прокатки, не является возможным или вследствие малых размеров сечений или же из-за меньшей точности размеров и более плохой поверхности по сравнению с теми, которые достижимы при волочении.



Фиг. 241. Волочение прутков (проволоки).



Фиг. 242. Волочение трубы без оправки.



Фиг. 243. Волочение трубы на оправке.

Процесс волочения основан на том, что цилиндрический или призматический пруток протягивается под действием приложенной по его оси силы через инструмент с сужающейся полостью, волочительное очко. При этом пруток значительно уменьшается в сечении.

При волочении прутков по фиг. 241 матрица вкладывается в прочный матрицедержатель волочительного стана, пруток с заостренным концом протаскивается сквозь матрицу и производится собственно протяжка. Усилие передается, как правило, через цепь. Протягиваемая длина ограничивается длиной волочительного стана.

Волочение труб производится обычно так же, как волочение прутков. При протяжке трубы без оправки (фиг. 242) уменьшается лишь диаметр трубы, но не толщина стенки. При волочении на оправке (пробке) (фиг. 243) уменьшается также толщина стенки трубы. Роль оправки может выполнять также штанга, увлекаемая в движение вместе с трубой. При этом существует несколько возможностей. Во-первых, труба может захватываться клещами вместе со штангой или может захватываться только штангой, тогда как труба опирается соответствующим образом опрессованным концом на заплечик (фиг. 244-а).

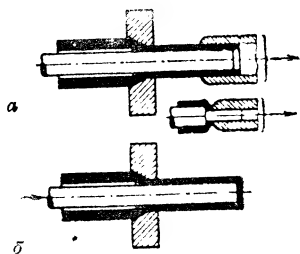
¹ Schraivogel, K.: Stahl u. Eisen Bd. 52 (1932) S. 1189—1193.

² Isemer, H.: Mitt. Wohler-Inst. Braunschweig 1931 Heft 8.

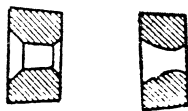
³ Debus, F.: a. a. O. Staedel, W.: Mitt. Mat. Techn. Hochsch. Darmstadt 1933 Heft 4.

В этом случае может оказаться выгодным не протягивать трубу сквозь матрицу, а, наоборот, перемещать матрицу относительно трубы. В последнее время при изготовлении труб тугоплавких металлов и благородных металлов из листовых заготовок находит применение метод продавливания оправки, как показано на фиг. 244б.

Волочение труб и прутков — дорогостоящий процесс в особенности потому, что на волочильном стане могут обрабатываться лишь короткие длины при малой скорости волочения. Доля ручной работы и отходов при заострении концов, резке на заготовки и резке в меру весьма значительны. Поэтому в производстве цветных металлов, которые не являются тугоплавкими, прессование прутков, труб и профилей производится с таким расчетом, чтобы потребовалось лишь незначительное число протяжек при волочении. Поэтому здесь главное применение находят станы для изготовления тонкостенных труб, требующих многих протяжек, так как прессованные трубы даже из очень хорошо прессуемого материала при применении лучшего инструмента могут изготавливаться с толщиной стенки не менее 1,5—1 мм.



Фиг. 244. Волочение трубы на штанге: а — тягой (длинная открытая труба); б — давлением (короткая закрытая с одной стороны труба).



Фиг. 245. Фиг. 246.
Форма очка волоки.

Фиг. 245. Коническая волока.

Фиг. 246. Волока с очком в виде раструба.

Волочильные матрицы изготавливаются из различнейших углеродистых специальных сталей¹. Во многих случаях оправдывается применение мягких, вязких сталей вместо закаленных. Первые значительно проще доводятся вновь до размера путем посадки и развертки. Рабочая поверхность матриц должна быть полирована по возможности до высокого глянца².

Что касается профиля волочильного очка, то в этом отношении до сих пор нет ясности. Применение находят как конические очки (фиг. 245), так и очки иного профиля (фиг. 246). Некоторые опыты с трубами показали, что в этом случае предпочтительны конические очки с большим углом отверстия, обеспечивающие большие степени деформации³. Для прутков, напротив, более пригодными оказываются более алмазные очки (ср. § 112). При волочении инструмент и обрабатываемый материал обильно смазываются вязким жиром или мылом.

§ 112. Волочение проволоки

Волочение проволоки представляет принципиально тот же процесс, как и волочение прутков. Однако меньший диаметр проволоки допускает намотку на барабан, что дает возможность вести обработку бесконечных длин с большой скоростью и при определенной дешевизне производства.

¹ Werkstoff-Handbuch Nichteisenmetalle, Blatt G 13, H 19, H 61, P 11.

² Jung-König, W., W. Linicus, u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 395—401.

³ Jung-König, W., W. Linicus u. G. Sachs: a. a. O.

Более толстая проволока, диаметром от 3 до 6 мм (грубое волочение) обычно фиксируется на барабане и протягивается через волоку на однократных станах.

Более тонкая проволока обрабатывается, напротив, исключительно на многократных машинах¹ (фиг. 247), где проволока поочередно проводится через волоку и обвивается один или несколько раз через ролик. Усилие волочения возникает здесь благодаря скольжению (Schlupf) про-



Фиг. 247. Большой многократный волочильный стан (по Загорекому).

волоки относительно ролика на несколько процентов. Как известно, такая канатная система может поднять усилие волочения

$$Z = Z' \cdot e^{\mu \alpha}, \quad (40)$$

где Z' — направленная в противоположную сторону сила у другого конца проволоки,

e — число 2,7,

μ — коэффициент трения и

α — угол обхвата.

Скольжение должно быть возможно малым, так как оно означает чистую потерю. Но так как трение возрастает с величиной скольжения, то известное скольжение неизбежно; стремятся только иметь большой угол обхвата для того, чтобы даже при малом трении усилие волочения было достаточно большим. В многократных волочильных станах скорость отдельных барабанов должна подбираться в соответствии с возрастающей скоростью проволоки при уменьшении ее сечения. Это достигается или последовательным расположением нескольких барабанов или регули-

¹ Goldschmidt, H.: Diss. Techn. Hochsch. München 1926. Shea, J. R. u. S. McMullan: J. Amer. Inst. electr. Engr. v. 46 (1927) P. 346—355. Zagorski, J. Diss. Techn. Hochsch. Berlin 1929. Meyer, H. von der Heyde: Stahl u. Eisen Bd. 53 (1933) S. 1064—1065. Bernhoeft, K.: Z. Metallkde. Bd. 25 (1933) S. 125—12. Barclay, W. R.: J. Inst. Met., Lond. v. 52 (1933 II) P. 19—38.

рованием скорости посредством передаточного механизма или устройством одного барабана с рядом дисков различного диаметра.

В обоих случаях скоростные отношения всех барабанов принудительны и не позволяют примениться к всегда несколько различному сечению проволоки при износе волок. Вследствие этого скольжение (Schlupf) на барабанах весьма различно и в среднем большее, чем необходимо; потери на трение велики и нагружение проволоки неблагоприятно. Так же трудно регулировать скорость намоточного устройства (гаснеля или катушки), через которое осуществляется усилие волочения. Она оказывается или слишком большой и выравнивается в таком случае благодаря скольжению в ременной передаче или фрикционном сцеплении или же она оказывается слишком медленной и сообщает благодаря этому всем барабанам дополнительное скольжение. Чтобы избежать этого, в последнее время предлагаются индивидуальные приводы для барабанов и намоточных машин, которые могут так регулироваться, что мотор в соответствии со скоростью волочения вращается автоматически быстрее или медленнее, сообщая таким образом системе очень мало меняющееся усилие волочения¹.

Уменьшение скорости в многократных станах от волокна к волоку лежит обычно в пределах 35 и 15% смотря по обрабатываемому материалу и его упрочнению (большие протяжки для мягкого отожженного материала, малые протяжки для твердых, также сильно упрочненных материалов).

Для изготовления волок находят применение различные материалы². Для больших сечений идут преимущественно закаленные и мягкие стали, также отбеленный чугун; для средних диаметров все большее распространение находят вольфрамкарбидовые волокна³. Для самых малых диаметров применяются главным образом алмазные очки. Волочильные отверстия шлифуются при помощи особых алмазных шлифовальных машин и полируются до высокого глянца; во избежание растрескивания камни должны заливаться в оправы. В больших производствах в настоящее время применяются почти исключительно индивидуальные волокна вместо ранее распространенных волочильных досок с многими отверстиями. Обычный ранее цилиндрический профиль волочильных отверстий в последнее время ограничивается до минимума, так как при этом возрастает усилие волочения и ограничивается степень протяжки из-за возрастания растягивающих напряжений в протягиваемом материале⁴.

Отверстия в стальных волоках в Германии профилируются часто по специально установленным на этот счет указаниям⁵ (ср. фиг. 246). В Англии, напротив, преимущественно применяются конические отверстия. Волокна из твердых металлов поставляются заводами-изготовителями обычно с коническими отверстиями, причем угол наклона стенки для алюминия и серебра составляет 16—18°, для меди — (12) 14—16°, для латуни и бронзы — (9) 10—12°, для стали 5—11°⁶.

¹ Ruf, K.: Festschrift Vakuumschmelze, S. 388—395, 396—407. Hanau 1933.

² Saxton, R.: Met. Ind., London v. 43 (1933) P. 169—170.

³ Michael, C.: Draht-Welt Bd. 23 (1930) S. 275—277.

⁴ Linicus, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 38—67.

⁵ Weisz, L.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 61—67, 94—100. Zagorski, J.: Diss. Techn. Hochsch. Berlin 1929.

⁶ Michael, C.: Draht-Welt Bl. 23 (1930) S. 275—277. Saxton, R.: Met. Ind. Lond. Bd. 43 (1933) S. 169—170.

В качестве смазки при очень высоких скоростях волочения рекомендуются эмульсии различного состава из мыла, сала и воды¹. При медленном волочении стали с возрастающим упрочнением установлено превосходство мыла и частично сурепного масла над волочильным маслом и в особенности над натронными и калийными жирами². При волочении железа смазывающее действие улучшается при покрытии поверхности известью или при омеднении поверхности.

§ 113. Деформации и свойства тянутого материала

При протяжке через волоку материал испытывает давление со стороны стенок; любая часть обрабатываемого материала претерпевает при этом одинаковое уменьшение сечения и удлинение³. Кроме того, материал получает повсеместно одинаковое искажение сечения, которое выражается в том, что благодаря трению о стенки волоки тот или иной слой материала удерживается у этих стенок тем сильнее, чем дальше этот слой отстоит от сердцевины⁴. Это обнаруживается уже по утяжке, всегда наблюдающейся на конце прутка⁵. Весьма точно удается устанавливать деформации при помощи сетки, нанесенной на осевых плоскостях разделенного на две части прутка⁶.

На основании такого изучения деформаций оказывается, что искажение сечения тянутого прутка тем сильнее, чем круче очко волоки. При измерении элементарных деформаций по Зибелю и Хюне можно обнаружить, что в стальных волоках деформации в среднем получаются значительно большими, чем это соответствует внешним изменениям⁷. Далее, искажение сечения больше при протяжке через одну и ту же волоку в несколько малых проходов, чем за один раз⁸. Однако с возрастающим упрочнением деформации становятся более равномерными.

При рентгенографических исследованиях это неравномерное течение материала по сечению обнаруживается в том, что только внутри устанавливается более резкая ориентировка кристаллов, текстура волочения (ср. § 22). По направлению к поверхности текстура, напротив, несовершенна и ее ось поворачивается в соответствии с наклоном стенок волоки⁹. Это, однако, объясняется скорее трением, чем кону-

¹ Shea, J. R. a. S. McMullan: J. Amer. Inst. electr. Engr. v. 46. (1927) P. 346—355.

² Pomp, A. u. A. Koch: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 13 (1931) S. 261—271.

³ Alkins, W. E. a. W. Cartwright: J. Inst. Met., Lond. v. 46 (1931 II) P. 293—303.

⁴ Ludwik, P.: Z. öst. Ing.-u. Arch.-Ver. Bd. 67 (1915) S. 597—602.

⁵ Remmers, W. E.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 P. 107—120. Linicus, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 38—67.

⁶ Weisz, L.: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 229—232. Siebel, E. u. E. Hühne. Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 13 (1931) S. 43—62. Taylor, G. J. u. H. Quinney: J. Inst. Met., Lond. v. 49 (1932 II) P. 187—202.

⁷ Siebel, E. u. H. Hühne: a. a. O.

⁸ Taylor, G. J. H. Quinney: a. a. O.

⁹ Schmid, E. u. G. Wassermann: Z. Physik Bd. 42 (1927) S. 774—794; Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 325—327. Drier, R. W. Q. C. T. Eddy: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 P. 140—150.

сностью волокни, так как угол поворота для стальных волок устанавливается бóльшим, чем для вольфрамкарбидовых волок¹.

Текстура устанавливается также в трубах, причем она получается различной в зависимости от того, изменяется ли главным образом диаметр или толщина стенки².

На свойства проволоки это искажение сечения действует уже упомянутым в § 8 образом (ср. фиг. 10 и след.), т. е. среднее упрочнение при волокнах с бóльшим углом наклона и при малых степенях деформации бóльше, чем при пологих волокнах и бóльших степенях деформации³. При этом повышенное упрочнение ограничивается наружными слоями, в то время как сердцевина при определенном уменьшении сечения упрочняется всегда приблизительно одинаково. Кроме того, упрочнение при протяжке через стальные волокна значительно выше,



Фиг. 248. „Перетянутая“ дуралюминовая проволока, в продольном сечении. $\times 2$.

чем при протяжке через вольфрамкарбидовые волокна. Напротив при сильно упрочненной проволоке и при тянутых трубах⁴ искажение сечения мало сказывается на механических свойствах.

С искажением сечения связаны различные явления. Так, при волочении медной проволоки трещины внутри⁵ (фиг. 248) или на поверхности⁶ появляются тем раньше, чем круче применяемые волокна (ср. фиг. 16). Как в проволоках⁷, так и в трубах⁸ возникают тем бóльшие собственные напряжения, чем круче волокна. О собственных напряжениях и об опасности возникновения трещин при наличии напряжений было подробно сказано в § 88.

§ 114. Потребное усилие при волочении проволоки

Для установления необходимых усилий при волочении проволоки разработаны различные измерительные приборы⁹. Часто опыты с этой

¹ Linicus, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 38—67.

² Norton, J. T. a. R. E. Hiller: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1932. P. 193—202. Crampton, D. K.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1933. P. 194—215.

³ Linicus, W. u. G. Sachs.: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) S. 38—67. Linicus, W.: Z. Metallkde. Bd. 23 (1931) S. 205—210.

⁴ Jung-König, W., W. Linicus u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 395—401.

⁵ Remmers, W. E. Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 P. 107—120.

⁶ Jennison, H. C.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 P. 121—139.

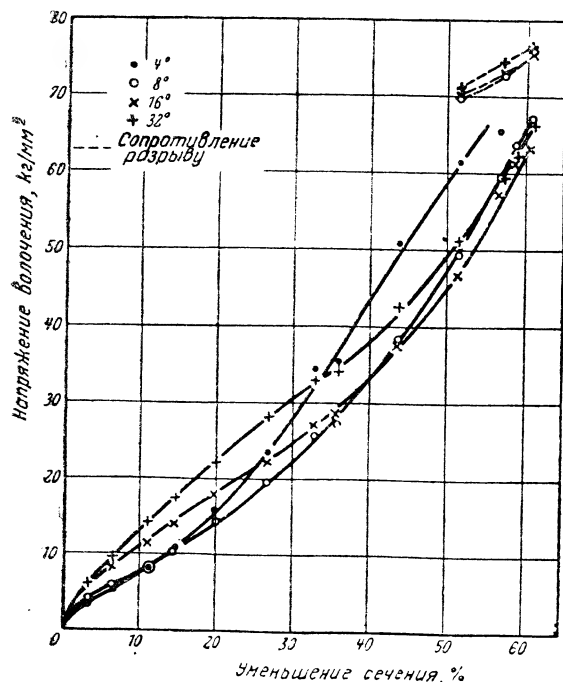
⁷ Linicus, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 38—67. Linicus, W.: Z. Metallkde. Bd. 23 (1931) S. 205—210.

⁸ Jung-König, W., W. Linicus u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 395—401.

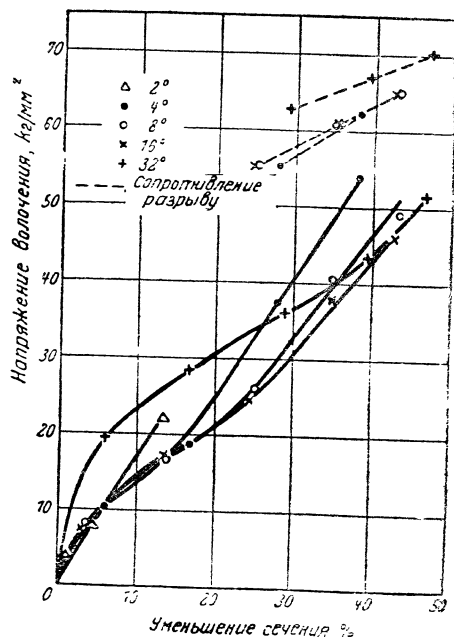
⁹ Becker, R.: Z. techn. Physik Bd. 6 (1925) S. 298—305. Pomp, A., E. Siebel u. E. Houdremont: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 11 (1929) S. 53—72.

целью производится также на разрывных машинах. причем результаты таких опытов совершенно достаточны для правильного суждения о действительном процессе волочения¹.

Необходимое для волочения проволоки и, вероятно, также прутков из мягкого исходного состояния усилие зависит, как показывают фиг. 249 и 250, от профиля волокна. При данной проволоке усилие волочения возрастает равномерно со степенью уменьшения сечения. Однако при данной степени деформации усилие при волочении через коническую



Фиг. 249. Вольфрамкарбидовая проволока.



Фиг. 250. Стальная проволока.

Фиг. 249—250. Потребное усилие при волочении латунной проволоки (Л63) через волокна с различным наклоном стенок.

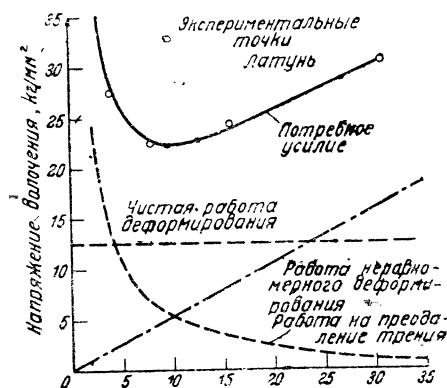
волоку проходит через выраженный минимум при некотором угле проволоки² (ср. фиг. 251). Этот благоприятный угол проволоки больше при малых степенях деформации, чем при больших, и больше для мягкого материала, чем для твердого. Очень малые углы волок, которые сами по себе желательны благодаря установившемуся в них равномерному потоку материала, выпадают для практики из-за чрезвычайно высоких усилий, необходимых при этом. Очень плоский профиль проволоки поэтому легко приводит к растрескиванию проволоки.

¹ Pomp, A., E. Siebel u. F. Houdremont: a. a. O.

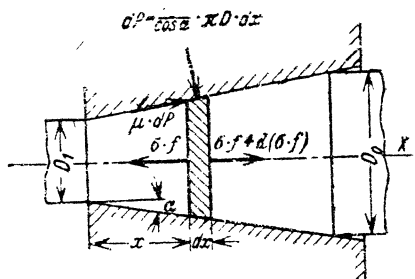
² Gewecke, H.: Dinglers polytechn. J. v. 325 (1910) P. 193—196. Weisz, L.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 61—67, 94—100. Pomp, A., E. Siebel u. E. Houdremont: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 11 (1929) S. 53—72. Linic, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst., Sonderheft 16 (spanlos Formung) (1931) S. 38—67. Linic, W.: Z. Metallkde. Bd. 23 (1931) S. 205—210. Francis, E. L. a. F. C. Thompson: J. Inst. Met., Lond. v. 45 (1931 II) P. 313—351.

Это своеобразное явление обуславливается тем, что усилие, необходимое для любой обработки, состоит из трех элементов (ср. § 73): чистой работы деформирования, работы, необходимой для искажения сечения и работы на преодоление трения. В то время как трение тем больше, чем круче волока, в отношении искажения сечения при волочении дело обстоит как раз наоборот. Этим объясняется минимум на кривой общего усилия волочения (фиг. 251).

Усилие волочения, как показывают фиг. 249 и 250, значительно меньше при применении твердых материалов для волок. вольфрамкарбида и в особенности алмаза, чем при применении мягких материалов¹. Качество смазки² обнаруживается особенно при многократно тянутом и сильно упрочненном материале в значительном влиянии на усилие волочения. Напротив, скорость протяжки в широких пределах не имеет большого влия-



Фиг. 251. Распределение общей работы волочения на составные элементы.



Фиг. 252. Схема действующих сил при волочении прутка.

ния: оно при том же различно в разных случаях, повидимому в результате наложения влияния еще неизвестных факторов³.

Уменьшение потребного усилия при волочении имеет значение прежде всего потому, что оно увеличивает возможную степень деформации. Вель способность к деформации при волочении всегда ограничена тем, что усилие волочения не должно превосходить сопротивление разрыву материала. Тщательно проведенные опыты показали, что при благоприятных условиях возможны степени деформации до 60%⁴.

¹ Linićus, W. u. G. Sachs; Mitt. dtseh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 38—67. Francis, E. L. a. F. C. Thompson; J. Inst. Met., Lond. v. 46 (1931 II) P. 313—351.

² Pomp, A., E. Siebel u. E. Houdremont; Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 11 (1929) S. 53—72. Pomp, A. u. A. Koch; Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 13 (1931) S. 261—271. Francis, E. L. a. F. C. Thompson; J. Inst. Met., Lond. v. 46 (1931 II) P. 313—351.

³ Eicken, H. u. W. Heidenhain; Stahl u. Eisen Bd. 44 (1924) S. 1687—1694. Giraud, R.; Rev. Métallurg. v. 25 (1928) P. 175—194, 235—246, 347—354. Pomp, A., E. Siebel u. E. Houdremont; Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 11 (1929) S. 53—72. Linićus, W. u. G. Sachs; Mitt. dtseh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 38—67. Francis, E. L. a. F. C. Thompson; J. Inst. Met., Lond. v. 46 (1931 II) P. 313—351.

⁴ Weisz, L.; Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 61—67, 94—100. Pomp, A., E. Siebel u. E. Houdremont; Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 11 (1929) S. 53—72. Linićus, W. u. G. Sachs; Mitt. dtseh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 38—67. Linićus, W.; Z. Metallkde. Bd. 23 (1931) S. 205—210.

Применяемые в практике степени деформации обычно вдвое меньше названных указывают на незнание этих благоприятных условий обработки. Ряд известных случаев, также из практики глубокой вытяжки, учат, что такой вывод из опытов не является утопическим и может быть реализован.

В многократных станах действует еще, как было указано в § 112, противоположно направленная растягивающая сила. Поэтому, кроме работы волочения, должна преодолеваться также эта противодействующая сила. В соответствии с этим способность к деформации при волочении должна быть тем меньше, чем больше противодействующая сила.

Часто предпринимаемые опыты, направленные к построению теории волочения проволоки¹, дают, как было уже указано в § 73, некоторое представление о влиянии трения даже при недопустимых предположениях и значительном упрощении. Напротив, точное распределение напряжений², которым определяется искажение сечения, до сих пор не поддается учету. Однако привлекая устанавливаемое опытом упрочнение, удастся увязать теорию с опытными данными³ (ср. фиг. 141). В соответствии с фиг. 252 для равновесия в элементе объема $f = \frac{\pi D^2}{4} \cdot dx$ внутри волокна имеет место следующее основное уравнение:

$$d\left(\frac{\pi D^2}{4} \cdot \sigma\right) + p \cdot \pi \cdot D \cdot \frac{dx}{\cos \alpha} (\sin \alpha + \mu \cos \alpha) = 0 \quad (41)$$

где δ — осевое растягивающее напряжение,

p — давление со стороны стенки. Решение этого уравнения дает с уравнением истечения (ср. § 75)

$$\sigma + p = k \quad (42)$$

напряжение волочения

$$\sigma_1 = k \left(1 + \frac{\lg \alpha}{\mu} \right) \left(1 - \frac{f_1}{f_0} \right)^{\frac{1}{\lg \alpha}}, \quad (43)$$

где f_0 — исходное сечение,

f_1 — конечное сечение.

Если пренебречь трением в уравнении (41), т. е. положить $\mu = 0$, получим общее уравнение для потребной работы без учета потерь на трение (ср. уравнение (4) в § 70):

$$\sigma_b = k \ln \frac{f_0}{f_1}. \quad (44)$$

¹ Gewecke, H.: Dingers polytechn. J. v. 325 (1910) P. 193—196. Jäger, H.: Werks-Techn. Bd. 17 (1923) S. 193—197. Weisz, L.: Z. Metallkde. Bd. 14 (1922) S. 160—172, Bd. 19 (1927) S. 61—67, 94—100. Becker, R.: Z. tech. Physik. Bd. 6 (1925) S. 298—305. Siebel, E.: Z. techn. Physik Bd. 7 (1926) S. 335—337. Sachs, G.: Z. angew. Math. Mech. Bd. 7 (1927) S. 235—236.

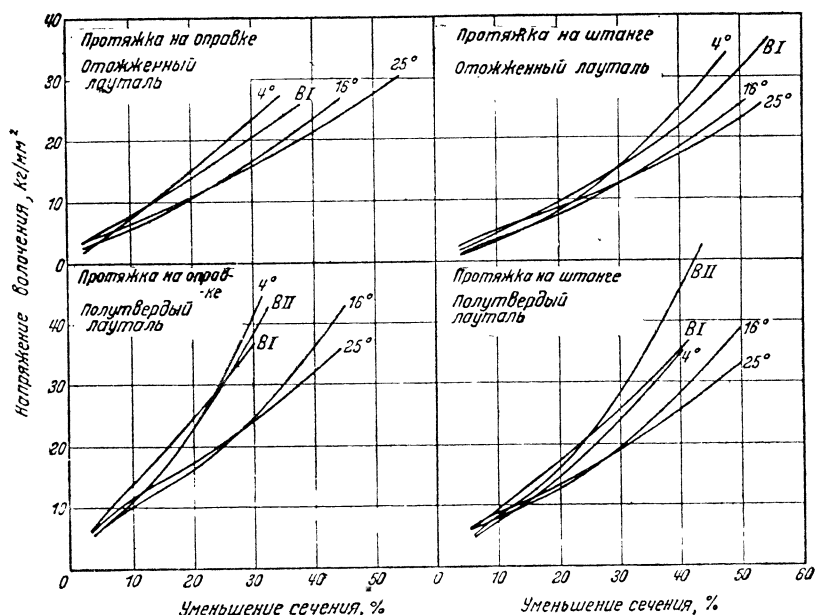
² Cp. F. C. Thompson a. I. Barton: Carnegie Scholarship. Mem. v. 13 (1930) P. 39—78.

³ Linicus, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Präf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1921) S. 38—67.

§ 115. Потребное усилие и способность к деформации при волочении труб

Усилие волочения при протяжке труб также сильно возрастает с величиной уменьшения сечения (фиг. 253—255), причем практически независимо от того, как распределяется общая деформация на диаметр и толщину стенки¹.

Напротив, величина потребного усилия заметно зависит от способа протяжки², особенно в случае применения пологих волок. Волочение без оправки требует минимального усиления, волочение на



Фиг. 253. Потребное усилие при волочении лауталевой трубы через конические волокна с различным наклоном стенки и волокна с отверстием в форме раструба (B I и B II).

оправке — максимального. Причина этого лежит в том, что в первом случае преодолевается только трение о поверхность очка, в то время как при волочении на оправке трение преодолевается на обеих поверхностях трубы. Наконец, при волочении на штанге возникающее внутреннее трение сравнительно невелико благодаря увлечению штанги с трубой.

Влияние формы очка на усилие волочения при протяжке труб несколько иное, чем при протяжке проволоки³ (ср. фиг. 253 и 254). При протяжке труб главным фактором является трение, так что пологие волокна требуют обычно большего усилия волочения, чем крутые волокна. В соответствии с этим качество поверхности у пологих волок имеет значительное влияние. Однако при малых обжатиях так же

¹ Jung-König, W., W. Linicus u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 395—401.

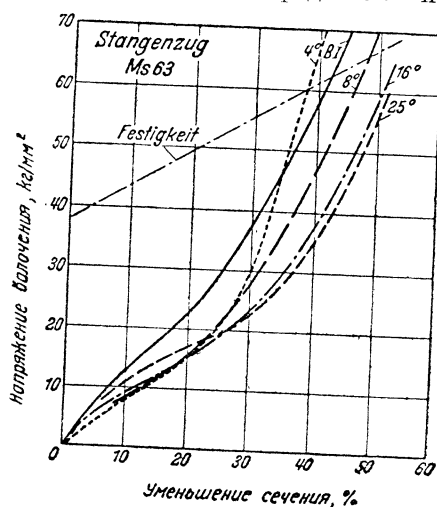
² Pomp, A. u. W. Albert: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforschg., Düsseld. Bd. 9 (1927) S. 53—111. Jung-König, W., W. Linicus u. G. Sachs: a. a. O.

³ Jung-König, W., W. Linicus u. G. Sachs: a. a. O.

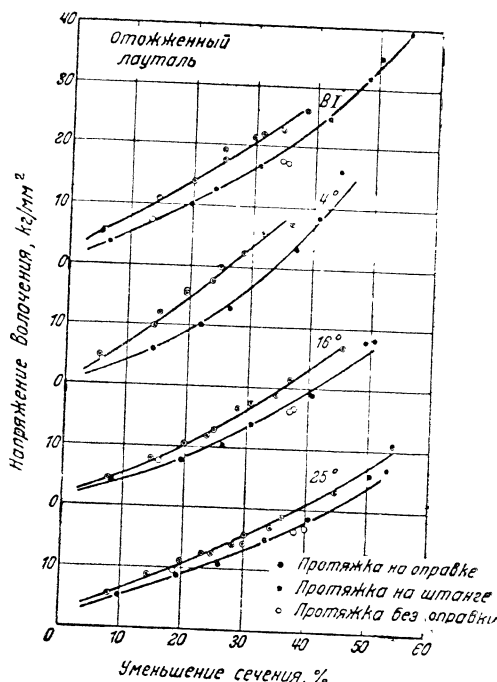
в этом случае, как и при волочении проволоки, устанавливается пере-
резывание волокон. Применяемые в практике волокна с расширяю-
щимся профилем ведут себя в этом отношении значительно менее бла-
гоприятно, чем конические волокна.

Скорость волочения также и при протяжке труб оказывает малое
влияние на усилие волочения¹.

Способность к протяжке при волочении на оправке и без оправки
определяется точно так же, как и при волочении проволоки. — проч-
ностью трубы². Максимальная
степень протяжки для стали,
отожженной латуни (фиг. 254), а
также для отожженного и тяну-
того латуля (фиг. 253 и 255) —
около 50%. При волочении на
штанге усилие передается не



Фиг. 254. Потребное усилие при волочении латушной трубы через волокна с различным наклоном стенки и волокна с отверстием в форме раструба (BI).



Фиг. 255. Зависимость потребного усилия при волочении латуляевых труб от вида волочения.

только трубой, но также штангой. В соответствии с этим предельное
усилие волочения лежит значительно выше сопротивления разрыву
материала, поэтому способность к деформации в данном случае
больше, чем при волочении на оправке или без оправки. Более точных
исследований в этом отношении пока не имеется.

Теоретическое рассмотрение напряжений при протяжке труб на-
талкивается на значительные трудности. Волочение без оправки
можно приблизительно приравнять волочению проволоки (ср. § 114).
Напротив, для протяжки на оправке усилие, расходуемое на преодо-
ление трения, следует принимать приблизительно вдвое большим,
чем при волочении проволоки; волочение на штанге лежит в этом отно-
шении между волочением без оправки и волочением на оправке.

¹ Pomr, A. u. W. Albert: a. a. O.

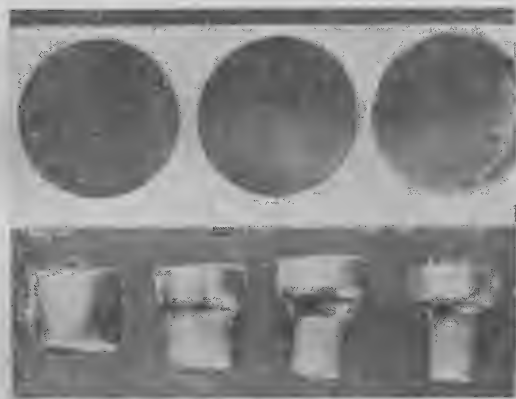
² Pomr, A. u. W. Albert: a. a. O. Jung-König, W., W. Linicus u. G. Sachs: a a O.

ГЛУБОКАЯ ВЫТЯЖКА И ДРУГИЕ ЛИСТОВЫЕ РАБОТЫ

§ 116. Процесс вытяжки

Большая часть пустотелых изделий из листового материала изготовляется путем вытяжки листовых заготовок (кружков). Этот же процесс, пока в ограниченном размере, используется для изготовления заготовок при производстве труб из тугоплавких и благородных металлов.

До определенной высоты полые тела удается изготовлять, как это видно на примере фиг. 256, за одну рабочую операцию (фиг. 257 и 258), называемую штамповкой или протяжкой (вытяжкой) чашечки. Дальнейшие операции носят название последующих вытяжек (ср. фиг. 259).



Фиг. 256. Переходы при изготовлении латунной гильзы.

Протяжка чашкообразной заготовки (чашечки) производится при помощи вытяжного штемпеля, который продавливает плоскую заготовку сквозь вытяжное кольцо. При этом, вообще говоря, необходимо прижимать края заготовки к вытяжному кольцу посредством листодержателя или зажима, так как в противном случае происходит образование складок на боковой поверхности тела (ср. фиг. 269). Только очень толстые (сравни-

тельно с диаметром заготовки) листы или же заготовки, требующие очень незначительного уменьшения диаметра, могут легко изготовляться без применения зажима (фиг. 258). Вытяжной штемпель и вытяжное кольцо (матрица) выполняются при этом обычно плоскими с закругленными краями. Последующие вытяжки, как правило, производятся с применением зажима. Вытяжное кольцо может при этом профилироваться различным образом¹; часто его скашивают под углом приблизительно в 45°.

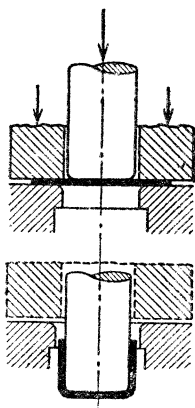
Зажим располагается обычно параллельно поверхности вытяжного кольца. Он может устанавливаться жестко с зазором, рассчитанным на утолщение листа. Зазор увеличивается приблизительно линейно с диаметром заготовки (ср. § 118); при диаметре, равном удвоенному диаметру изготавливаемого полого тела, он составляет 40% от толщины листа. При значительно меньшем зазоре зажим с большой силой давит на заготовку и приводит к образованию трещин, при большом зазоре образуются складки². Эти явления можно обнаружить по изменению усилия вытяжки. На основании опытов со сталью при

¹ Grimston, F. S.: J. Inst. Met., Lond. v. 39 (1928 I) P. 255—277.

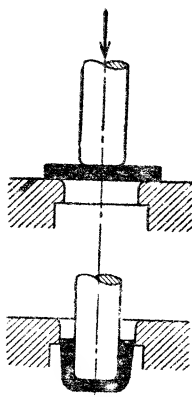
² Linicus, W. u. G. Sachs: Werkst.-Techn. Bd. 26 (1932) S. 233—235.

ВЫТЯЖКЕ тонких листов зазор между зажимом и вытяжным кольцом должен быть небольшим¹. При применении плоского жестко установленного зажима сильно сказываются колебания в толщине листа.

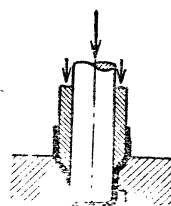
Это влияние полностью исключается при применении конических зажимов, которые опираются только на край заготовки, образуя внутри



Фиг. 257. Протяжка с придержкой (первая операция)

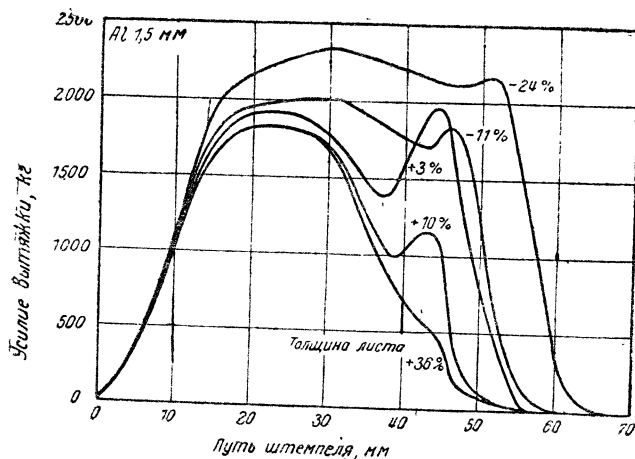


Фиг. 258. Протяжка толстого листа без придержки.



Фиг. 259. Вытяжка при последующих операциях.

зазор, достигающий 50% толщины листа (фиг. 261)². В пружинных аппаратах с перемещаемым зажимом, действующим от прессы через спиральную пружину, развиваемое прессом давление переменное; так как для устранения складок требуется некоторое минимальное давле-



Фиг. 260. Влияние величины вытяжного зазора на диаграмму вытяжки алюминиевых прутков толщиной 1,5 мм, диаметром 100 мм при диаметре штампеда 50 мм.

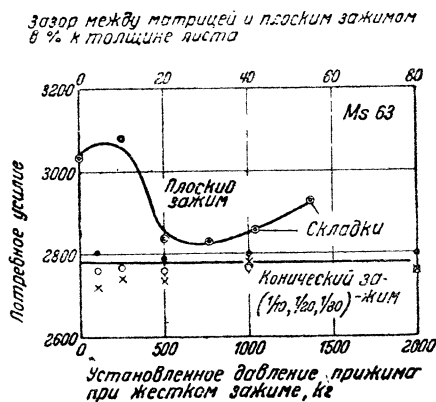
ние, то также и в этом случае давление прижима бывает по временам слишком большим. В последнее время поэтому успешное применение находят, в особенности при изготовлении больших изделий, пневмати-

¹ Schmidt, M.: Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 3 (1929) S. 213—222.
² Linicu, W. u. G. Sachs: a. a. O.

ческие зажимы, в которых давление прижима практически постоянно¹.

При определении зазора между вытяжным штемелем и кольцом при обычной вытяжке следует также учитывать утолщение листа. В противном случае, как показывает фиг. 260, к концу вытяжки утолщенный край заготовки подвергается протяжке, что отмечается возрастанием усилия вытяжки². При более крупных заготовках зазор поэтому выполняется большим приблизительно на 40% от толщины листа. Часто он делается значительно меньшим, особенно при протяжке более тонких листов³.

В целях возможно большей быстроты изготовления длинных, тонкостенных изделий, в особенности таких изделий, которые, как, скажем, патронные гильзы, требуют утолщенного дна, зазор между штемелем и кольцом может быть значительно



Фиг. 261. Влияние условий установки для случая жестко установленного зажима с плоской и конической опорными поверхностями на потребное усилие при вытяжке латунных кружков толщиной 1 мм диаметром 60 мм при диаметре штемеля 30 мм.

меньшим, чем толщина листа. Такая вытяжка с утонением листа применяется в особенности при следующих за первой операцией протяжках. При обработке претерпевшего промежуточный отжиг тела этот процесс представляет, однако, не что иное, как протяжку труб с увлекаемой в движение оправкой (ср. § 111). Но при последующих переходах теперь уже нагартованного материала эта операция оказывается более сложной, поскольку нагруженное на разрыв сечение (у самого дна) мягко, тогда как максимальное сопротивление вытяжке определяется сильно упрочненным краем (бортом). Возможная степень вытяжки для такого тела должна поэтому лежать ниже, чем для отожженного. Влияние утонения листа на вытяжку при первой операции учесть еще труднее, так как процесс в этом случае довольно сильно усложняется. Систематических опытов по этому вопросу не производилось⁴. Результаты опытов, приведенные на фиг. 260, позволяют лишь обнаружить, что в случае заготовки, размеры которой лежат близко к предельным, возможно еще значительное дополнительное утонение листа. Это согласуется с наблюдениями над волочением труб, при котором усилие волочения воспринимается не только материалом, но также оправкой (штангой). Глубокая вытяжка производится главным образом на

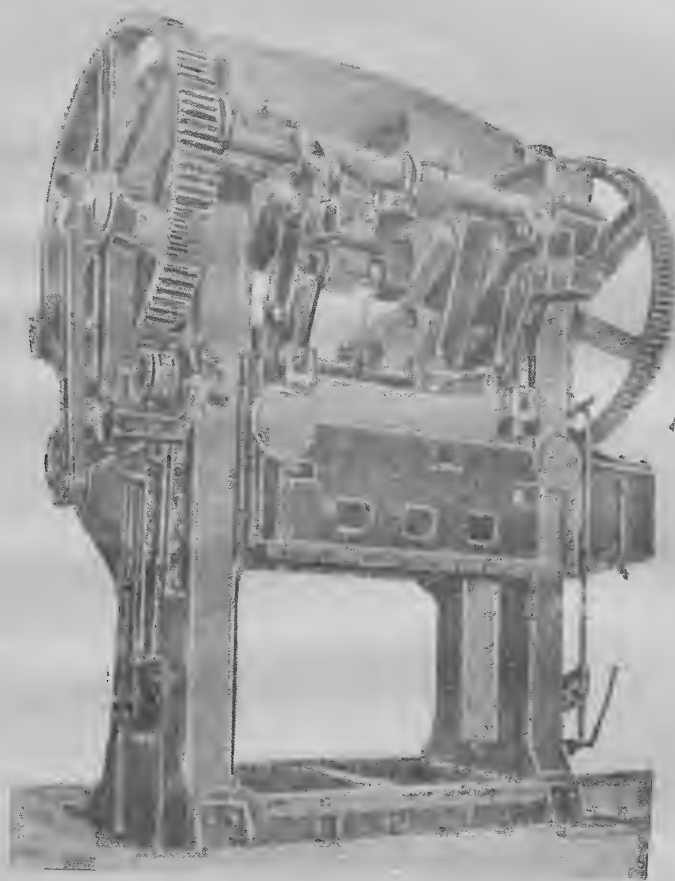
¹ Schlesinger: Werkst.-Techn. Bd. 19 (1925) S. 831—835. Kühner, O.: Werkst.-Techn. Bd. 23 (1929) S. 556—560. Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 190—193; Z. VDI Bd. 77 (1933) S. 469—474. Ackermann, E.; Diss. Dresden 1930; Werkst.-Techn. Bd. 26 (1932) S. 4—5.

² Sachs, G.: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (1931) S. 11—38. Riem, W.: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 157—161.

³ Sellin, Walter: Handbuch der Ziehtechnik, S. 220. Berlin 1931.

⁴ Ruhrmann, E.: Forschungsarb. VDI 1926 Heft 277. Sachs, G.: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (1931) S. 11—18.

кривошипных прессах, а при наиболее тяжелых работах на гидравлических прессах¹. Собственно вытяжные прессы, это — прессы двойного действия (фиг. 262), в которых движение зажима и штемпеля относительно вытяжного кольца осуществляется при помощи кривошипно-рычага или эксцентрика. В последовательно действующих (многократных) прессах могут одновременно производиться несколько последовательных операций.



Фиг. 262. Коленчато-рычажный широкий вытяжной пресс для вытяжки изделий максимальных размеров (производства Л. Шулер, Геппинген).

Инструмент для вытяжных работ изготавливается обычно из углеродистой стали (1,1% C), хромистой стали (1,4% C, 0,5 Cr) или вольфрамовистой стали (1,4% C, 5% W) с закаленными рабочими поверхно-

¹ Brasch, H.: Forschungsarb. VDI 1925 Heft 268. Litz, V.: Spanlose Formung. Berlin 1926. Kurrein, M.: Die Werkzeuge und Arbeitsverfahren der Pressen Berlin 1926. Wittlinger: Masch.-Bau Bd. 6 (1927) S. 265—270, 335—339. Kühner, O.: Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 190—193. Z. VDI Bd. 77 (1933) S. 469—474. Selin, Walter: Handbuch der Ziehtechnik Berlin 1931. Crane, E. V.: Plastic Working of Metals. New York 1932.

стями¹. Для вытяжки монель-металла рекомендуется в качестве инструментального материала бронза с 20% олова². Некоторое применение находит также стеллит. Рабочие поверхности должны быть полированы.

Для смазывания рекомендуются самые различные смазочные средства³. О их действии на процесс вытяжки нет никаких исследований. Однако пользуясь специальным методом испытания, представляющим аналогию с глубокой вытяжкой, при котором вытяжке в соответствующую форму подвергаются клиновидные заготовки, удалось установить, что для алюминия более густая смазка, скажем сало, требует меньших усилий и сообщает материалу более высокую способность к вытяжке, чем жидкая смазка, скажем сурепное масло⁴.

Некоторые сравнительно хрупкие при комнатной температуре материалы можно вытягивать горячей: необходимые при этом температуры для алюминия лежат между 270—330°⁵, для более твердых алюминиевых сплавов — при 350—475°⁶; в последнем случае горячая обработка устраняет образование крупных кристаллов. При вытяжке цинка температура металла и инструмента не должна падать ниже 25°⁷.

§ 117. Способность к вытяжке

При массовом производстве вопрос максимально возможной за один переход деформации при вытяжке при допустимом проценте брака имеет большое значение. Проведенные в последнее время исследования показали, что при правильной работе возможно допустить совершенно иные деформации при вытяжке, чем казалось прежде.

В то время как для латуни по Селлину отношение диаметра штемпеля d к диаметру заготовки D раньше принималось не менее $\frac{d}{D} = 0,6 \left(\frac{D}{d} = 1,7 \right)$, до 1930 г. не ниже $\frac{d}{D} = 0,5 \left(\frac{D}{d} = 2 \right)$, в последнее время указывают $\frac{d}{D} = 0,4 \left(\frac{D}{d} = 2,5 \right)$ ⁸. Высота получающихся при этом изделий при диаметре штемпеля в 100 мм составляет 75, 100 и 130 мм соответственно.

Основным фактором, имеющим при этом решающее значение, является закругление штемпеля и вытяжного кольца⁹; чем больше радиусы закруглений того и другого, тем больше способность к вытяжке, особенно в случае толстых листов. Но при обычном плоском зажиме радиус закругления вытяжного кольца ограничивается некоторой пре-

¹ Rapatz, F.: Werkstoff-Handbuch Stahl und Eisen, Blatt. P. 63.

² Crawford, C. A.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928. P. 74—79.

³ Brasch, H. D.: Forschungsarb. VDI 1925 Heft 268. Selin, Walter: Handbuch der Ziehetechnik, S. 335; E. E. Hall's: Machinery, Lond. Bd. 42 (1933) S. 453—457. Krekeler, K.: Werft Reed. Hafen Bd. 14 (1933) Reswick, M.: Trans. Amer. Soc. Stl. Treat v. 21 (1933) P. 181—192.

⁴ Sachs, G.: Metallwirtsch. Bd. 9 (1930) S. 213—218.

⁵ de Ridder: TZ. prakt. Metallbearb. 1933.

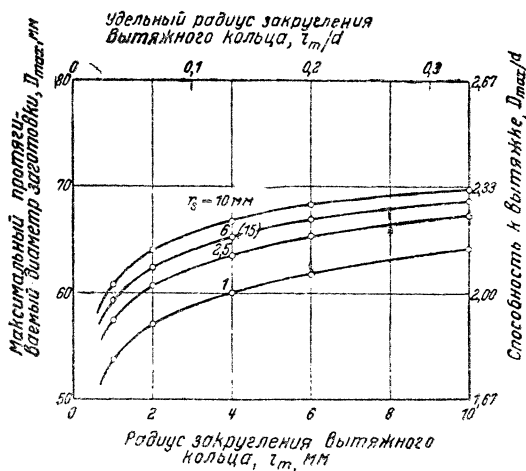
⁶ Fusz, V.: Metallwirtsch. Bd. 9 (1930) S. 301—304.

⁷ Trewin, C. S.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 P. 95—98.

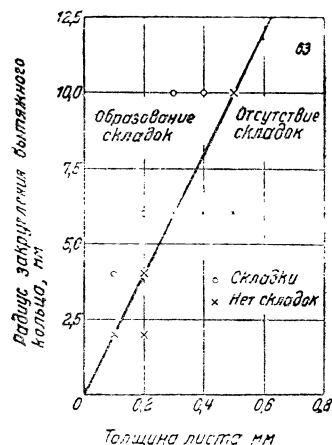
⁸ Sellin, Walter: Handbuch der Ziehetechnik, S. 200.

⁹ Sellin, Willi: Ber. Betriebswiss. Arb. Bd. 3 (1930) S. 18—34. Herrmann, L. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 13 (1934).

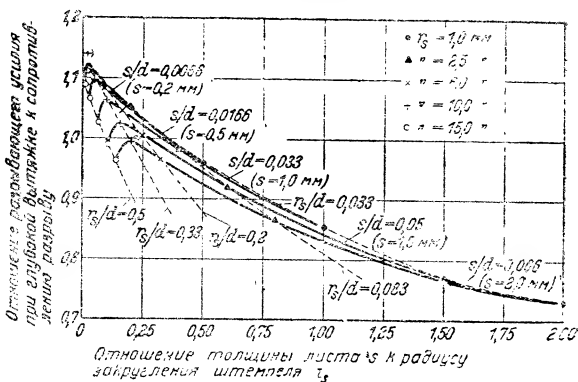
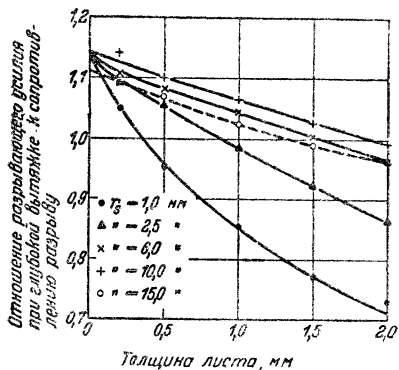
дельной величиной, так как при слишком большом закруглении заготовка довольно быстро освобождается от зажима, а это приводит к образованию складок. На фиг. 264 показаны максимально допустимые закругления вытяжного кольца для латуни (Л63) различных толщин¹. Результаты, приведенные на фиг. 263 и 264, могут быть с успехом использованы также для других материалов при определенном смещении абсолютных значений.



Фиг. 263. Влияние закругления вытяжного кольца (r_m) и штемпеля (r_s) на способность к вытяжке латунных листов (Л63) толщиной 1 мм при диаметре штемпеля 30 мм.



Фиг. 264. Влияние закругления вытяжного кольца на образование складок при вытяжке латунных листов.



Фиг. 265—266. Влияние закругления штемпеля на сопротивление разрыву латунных листов различной толщины при вытяжке.

Причина такой зависимости объясняется следующим образом. Способность к деформации при глубокой вытяжке достигнута, когда усилие вытяжки как раз равно сопротивлению на разрыв материала в наиболее нагруженной части тела, днище. Но это разрывающее усилие сильно зависит от отношения радиуса закругления штемпеля к толщине листа (фиг. 265 и 266). Оно, вообще говоря, максимально, когда радиус закру-

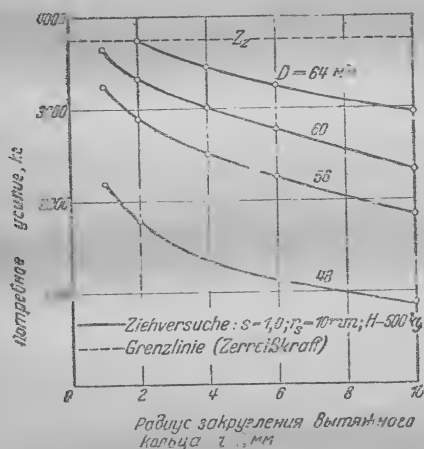
¹ Hermann, L. u. G. Sachs: a. a. O.

ления r_s составляет приблизительно 30% от диаметра штемпеля d (45)

$$r_s = 0,3d.$$

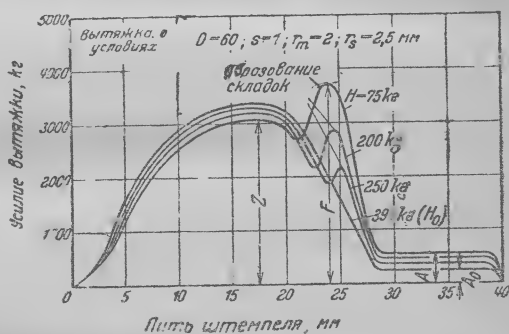
Ход кривых на фиг 265 и 266 обосновывается теоретически и вероятно приблизительно одинаков для всех материалов (исследованы были латунь и сталь V2A) ¹.

Усилие вытяжки также в сильной степени зависит от закругления вытяжного кольца (фиг. 267). Однако количественные зависимости пока не установлены. До сих пор не удалось также дать исчерпывающее объяснение этому явлению.



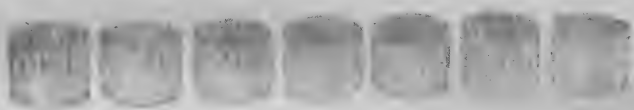
Фиг. 267. Влияние закругления вытяжного кольца на потребное усилие при вытяжке латунных листов.

На способность к вытяжке оказывает далее влияние сила прижима. Заготовка при вытяжке движется перпендикулярно направлению



Фиг. 268. Влияние силы зажима (H) на диаграмму вытяжки латунных листов при диаметре штемпеля 30 мм.

этой силы; при этом должно преодолеваться трение, которое зависит от силы прижима (фиг. 268). Согласно данным фиг. 268 и 269 давление



Фиг. 269. Влияние силы зажима H на образование складок при глубокой вытяжке латунной заготовки.

прижима должно быть такой величины, чтобы преодолеть образование складок; повышение давления сверх этого необходимого приводит к уменьшению способности к вытяжке, особенно при не совсем гладкой поверхности материала и инструмента и неблагоприятной смазке ². Правда при более толстых листах, толщина которых превышает 3% от диаметра штемпеля, давление прижима составляет малую долю общего усилия вытяжки, если оно не превышает во много раз оптимального давления. Последнее не может иметь место при неправильно выполненном зажиме. Однако при тонких листах в любом случае сохранение оптимального давления прижима имеет большое значение, так как доля

¹ Sachs, G.: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung (1931) S. 11—38. Herrmann, L. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 13 (1934).

² Sachs, G.: a. a. O.

трения при этом оказывается значительной. Величина оптимального давления прижима, как показали тщательные опыты, при которых образование складок было прослежено по диаграмме вытяжки и простым наблюдением за процессом, зависит от толщины листа и размеров заготовки; зависимость эта оказывается весьма сложной¹. Это объясняется тем, что образование складок есть процесс изгиба, который устанавливается только при определенных условиях². Чем больше заготовка, чем тоньше лист и чем меньше радиус закругления вытяжного кольца, тем легче образуются складки. Однако при наиболее благоприятных условиях для латунного листа любой толщины нельзя задавать давления на единицу поверхности, находящейся под зажимом, большего, чем 10 кг/см^2 ³. Для других материалов давление прижима следует выбирать применительно к их механическим свойствам (пределу текучести и сопротивлению разрыву)⁴.

Скорость вытяжки практически не влияет на способность к вытяжке, так что к одинаковым результатам приводят как опыты на разрывной машине, так и быстроходные прессы⁵.

По вопросу о достигаемой при наиболее благоприятных условиях способности к вытяжке имеются подробные опыты, особенно в отношении латуни (Л63)⁶. На фиг. 263 показано влияние радиуса закругления вытяжного кольца и штампера для листа толщиной 1 мм и диаметра штампера 30 мм. Влияние радиуса закругления тем меньше, чем тоньше лист. Следует ожидать далее на основании закона подобия Бюка (ср. § 74), что способность к вытяжке одинакова для равных отношений толщины листа к диаметру штампера. Опытами Селлина это также приблизительно подтверждается. Для других материалов опыты проводились лишь с определенным инструментом⁷; однако из них можно вывести следующие сравнительные цифры (по отношению к латуни): для меди, различных латуней, бронз и серебра 1,0, алюминия 0,75—0,95, цинка 0,7, углеродистой стали и специальных ферритных сталей 0,85—0,95, аустенитной стали (V2A) 0,95.

Для следующих за первой операцией вытяжек способность к вытяжке указывается всегда значительно меньшей, чем для первой операции⁸. В то время как в случае латуни при первой вытяжке возможно уменьшение диаметра в два с половиной раза, при дальнейших

¹ Herrmann, L. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 13 (1934).

² Geckeler, J. fW.: Z. angew. Math. Mech. Bd. 8 (1928) S. 341—352.

³ Das Taschenbuch für wirtschaftliche Blechbearbeitung, L. Schuler, L. Aufl., S. 31. Göppingen, 1932 указывает давления прижима $10\text{—}20 \text{ кг/см}^2$; большее значение относится к более тонким листам.

⁴ Sachs, G.: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung), (1931) S. 11—38.

⁵ Kummer, H.: Masch.-Bau Bd. 5 (1926) S. 657—661. Bd. 6 (1927) S. 764—767. Kühner, O.: Wirkungsgrad und Wirtschaftlichkeit der Friktionspressen. Cöppingen 1926. Fischer, F.: Diss. Stuttgart 1927. Kühner, O.: Werkst.-Techn. Bd. 21 (1927) S. 629—635. Sellin, Willi: Ber. Betriebswiss. Arb. Bd. 3 (1930) S. 18—35. Eisenkolb, F.: Stahl u. Eisen Bd. 52 (1932) S. 357—364.

⁶ Sellin, Willi: Ber. Betriebswiss. Arb. Bd. 3 (1930) S. 18—35. Herrmann, L. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 13 (1934).

⁷ Fischer, G. R.: AEG-Mitt. 1927. S. 419—420, 1929 S. 483—486, Schmidt, M.: Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 3 (1929) S. 213—222. Sachs, G.: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (1931) S. 11—38. Sellin, Walter: Handbuch der Ziehtechnik S. 200 Litten-Dubois, W.: Masch.-Bau Bd. 12 (1933) S. 255—257.

⁸ Cp. Walter Sellin: Handbuch der Ziehtechnik, S. 203f. Grane, E. V., Plastic Working of Metals. New York 1932; Trans. Amer. Soc. Stl. Treat. v. 21 (1933) P. 155—180.

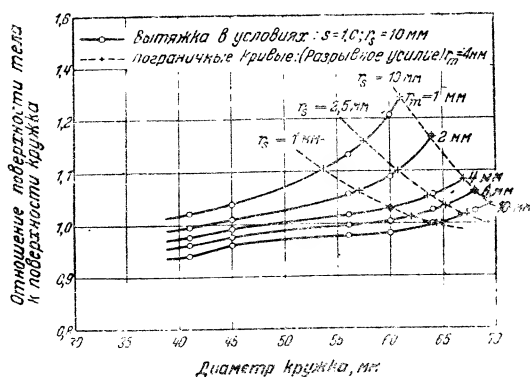
вытяжках это уменьшение по Селлину возможно только в 1,55 раза.

Практические деформации в большинстве случаев лежат значительно ниже этих границ, особенно при последующих вытяжках¹. Однако по самым последним данным эти предельные значения для первой вытяжки рассматриваются как вполне достижимые². При дальнейших вытяжках степень деформации уменьшают с каждым переходом. Для вытяжки более сложных форм схема переходов разработана Брашем³.

Большинство материалов выдерживают без отжига лишь малое число переходов. Однако более подробных указаний относительно этого пока не имеется.

§ 118. Удлинение листа

Для вычисления размеров заготовки при изготовлении полого изделия при обычной глубокой вытяжке (без утонения листа) исходят обычно из представления, что заготовка и изделие из нее (считая среднюю длину волокна) имеют одинаковые поверхности⁴. Иногда, учитывая, например, отход на фестоны (ср. § 45), дают еще некоторый запас.



Фиг. 270. Удлинение листа при вытяжке давяльной латуни (Л63) при диаметре штемпеля 30 мм.

В действительности поверхность заготовки и изделия всегда несколько различны вследствие удлинения листа⁵. О величине этого удлинения при первой вытяжке стало известным лишь из самых недавних исследований⁶. Эти исследования показали, что поверхность малых заготовок при вытяжке уменьшается, поверхность больших заготовок, наоборот, увеличивается (фиг. 270). Резкое закругление вытяжного кольца вызывает усиление удлинения листа. Уменьшение зазора при вытяжке ниже 40% также влечет за собой соответствующее увеличенное удлинение листа. Если заготовка подвергается неполной вытяжке, т. е. с сохранением бортов, удлинение листа оказывается сравнительно большим⁷.

¹ Ср. E. V. Crane: Plastic Working of Metals, P. 164.

² Ср. Taschenbuch für wirtschaftliche Blechbearbeitung L. Schuler, Göppingen, S. 32.

³ Brasch, H. D.: Forschungsarb. VDI 1925 Heft 268.

⁴ Brasch, H. D.: Forschungsarb. VDI 1925 Heft 268. Crane, E. V.: Plastic Working of Metals, S. 161. New York 1931.

⁵ Musiol, K.: Stahl u. Eisen Bd. 27 (1907) S. 477—482, 513—520, 551—558; Rechnerische und zeichnerische Methode der Zuschnittsermittlung. Leipzig 1908. Sellin, Walter: Masch.-Bau Bd. 3 (1923/24) S. 229—235, 482—484. Fischer, F. Diss. Stuttgart 1927. Sellin, Willi: Ber. Betriebswiss. Arb. Bd. 3 (1930) S. 18—35.

⁶ Draeger, H.: Ber. Betriebswiss. Arb. Bd. 2 (1929) S. 1—19 Herrmann, L. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 13 (1934).

⁷ Sachs, G.: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (1931) S. 11—38.

Зависимости получаются из деформаций заготовки при вытяжке¹. Как уже было упомянуто в § 116, заготовка утолщается у кромок до 40%; толщина постепенно убывает к донной части тела. При вытяжке небольших заготовок и в соответствии с этим при малых усилиях вытяжки нижняя часть изделия становится лишь немного тоньше, чем лист. Напротив, при усилиях вытяжки, приближающихся по величине к сопротивлению разрыву тела, этот участок удлиняется настолько, насколько это допускает удлинение данного материала; даже самое днище при вытяжке материалов с низким пределом текучести несколько утоняется под действием всестороннего растяжения.

Деформации листа при вытяжке поддаются довольно строгому теоретическому расчету². Деформации отдельных волокон под зажимом при собственно вытяжке могут быть довольно точно вычислены из напряженного состояния. Это особенно справедливо для утолщения кромки. Последнее почти соответствует утолщению тела, которое претерпевает элементарное осаживание в тангенциальном направлении с диаметра наружной кромки на диаметр изделия. К этим деформациям присоединяются еще удлинение при изгибе вокруг ребра вытяжного кольца и, наконец, уже рассмотренное выше удлинение под действием штемпеля.

§ 119. Силы и напряжения при глубокой вытяжке

Величина потребного усилия при вытяжке имеет сравнительно малый практический интерес. Однако для точного знания существующих здесь зависимостей большое значение имеет, как было уже неоднократно показано, исследование усилия, которое развивает штемпель в процессе вытяжки (ср. фиг. 262 и 268). Снимаемые при таком исследовании диаграммы вытяжки удается получить как при применении силовых измерительных приборов в вытяжных прессах³, так и при проведении специальных опытов на испытательных машинах⁴. Для полного понимания существующих здесь зависимостей необходимо установить еще величину силы прижима, что без труда удастся при применении пневматических прижимов. Вацау⁵ предложил специальный действующий от электромотора прибор с гидравлическим измерением усилия, развиваемого штемпелем, и силы прижима; названный прибор весьма пригоден для более точных исследований.

Для успеха процесса вытяжки решающее значение имеет максимум усилия штемпеля. О зависимости этой величины от важнейших факторов говорилось уже в § 117.

Напряженное состояние при глубокой вытяжке удастся рассмотреть теоретически для случая вытяжки круглой заготовки. Процесс этот

¹ Brasch, H. D.: Forschungsarb. VDI 1925 Heft 268. Sommer, M.: Forschungsarb. VDI 1926 Heft 268: Masch.-Bau Bd. 4 (1925) S. 1171—1178. Fischer, F.: Diss. Stuttgart 1927. Ackermann, E.: Diss. Dresden 1930. Sachs, G.: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (1931) S. 11—38. Herrmann, L. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 13 (1934).

² Sachs, G.: a. a. O.

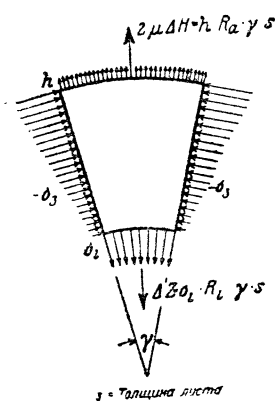
³ Ruhrmann, E.: Forschungsarb. VDI 1926 Heft 277. Sellin, Willi. Ber. Betriebswiss. Arb. Bd. 3 (1930) S. 18—35. Ackermann, E.: Diss. Dresden 1930.

⁴ Sommer, M.: Forschungsarb. VDI 1926 Heft 286; Masch.-Bau Bd. 4 (1925) S. 1171—1178. Siebel, E. u. A. Pomp: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforschung, Dusseld. Bd. 11 (1929) S. 139—153. Sachs, G.: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (1931) S. 11—38.

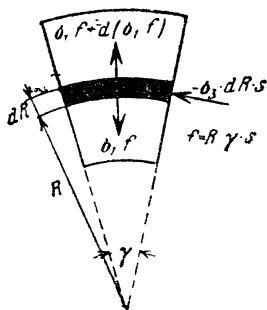
⁵ Döhmer, P. W.: Masch.-Bau Bd. 8 (1929) S. 772—773. Herrmann, L. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 13 (1934).

единственный из всех видов деформации, позволяющий при известных упрощениях почти безукоризненный математический расчет. Это объясняется тем, что внешние силы приложены только к наружным краям заготовки и вытяжному зазору, в то время как в остальном лист нагружен только в своей плоскости.

Для математической обработки процесса вытяжки имеются несколько положений, из которых более ранние не являются совершенными или исходят из недопустимых предпосылок¹. Действительное напряженное состояние² (фиг. 271) весьма близко отвечает напряженному состоянию в толстостенной трубе, находящейся под внутренним давлением. Равновесие сил на кольцевом элементе заготовки объема $f dx = (R \cdot \gamma \cdot s) \cdot dx$ по фиг. 272 приводит к основному уравнению (пренебрегая изменениями толщины листа)



Фиг. 271. Силы, действующие на листовый сегмент при глубокой вытяжке.



Фиг. 272. Схема действующих сил при глубокой вытяжке.

$$\left. \begin{aligned} d(R \cdot \gamma \cdot s \cdot \sigma_1) - 2\sigma_3 \cdot dR \cdot \frac{\gamma}{2} \cdot s &= 0 \\ \frac{d(\sigma_1 \cdot R)}{dR} &= \sigma_3 \end{aligned} \right\} (46)$$

где σ_1 — осевое,
 σ_3 — тангенциальное напряжение
Используя уравнение истечения (ср. § 75)

$$\sigma_1 - \sigma_3 \sim 1,10k \quad (47)$$

получаем для потребного усилия (без учета трения) общее уравнение (ср. § 70) в несколько измененной форме³:

$$\sigma_0 \sim 1,10k \cdot \ln \frac{D}{d}, \quad (48)$$

в котором отношение диаметра заготовки D к диаметру штемпеля d представляет удлинение волокна сечения при глубокой вытяжке. Так как D непрерывно изменяется, то потребное усилие для любого момента в процессе вытяжки необходимо вычислять отдельно.

При учете трения μH , возникающего благодаря действию силы прижима H , и принимая во внимание неподдающееся расчету изгибающее усилие⁴ у вытяжного кольца B , получаем для напряжения σ_1 , которое вытягивает заготовку в радиальном направлении, выражение⁵:

$$\sigma_1 = 1,10k \cdot \ln \frac{D}{d} + \mu \frac{H}{R_0 \cdot s}. \quad (49)$$

Развиваемое штемпелем усилие P для случая плоской поверхности вытяжного кольца при условии, что изделие в рассматриваемый момент

¹ Sommer, M.: Forschungsarb. VDI 1926 Heft 286. Eksbergian, C. L.: Met. Ind., Lond. v. 30 (1927) P. 405—408, 433—436, 459—462, 483—484.

² Siebel, E.: Stahl u. Eisen, Bd. 47 (1927) S. 1340—1341. Siebel, F. u. A. Pomp: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 11 (1929) S. 139—153.

³ Sachs, G.: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (1931) S. 11—38.

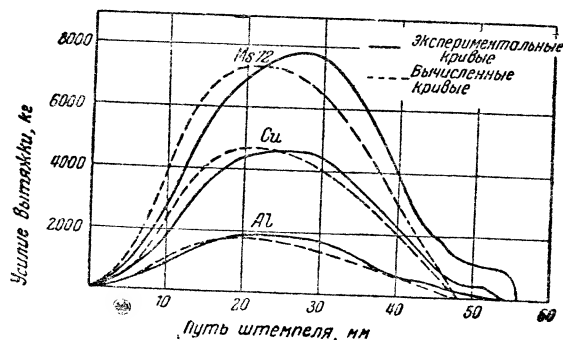
⁴ Cp. C. L. Eksbergian: Met. Ind., Lond. v. 30 (1927) P. 405—408, 433—436, 459—462, 483—484.

⁵ Sachs, G. a. a. O.

приняло уже цилиндрическую форму, выразится уравнением:

$$P = e^{\frac{\mu}{2}} \left(2\pi R_1 \tau_1 + \mu H \frac{D}{d} \right) + B. \quad (50)$$

Некоторые вычисленные из этого уравнения (без учета изгибающего усилия B) диаграммы показаны на фиг. 273 в сравнении с уста-

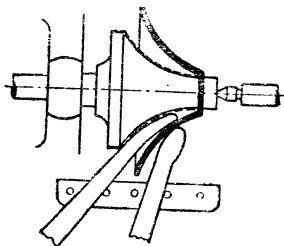


Фиг. 273. Сравнение экспериментальных и вычисленных диаграмм вытяжки.

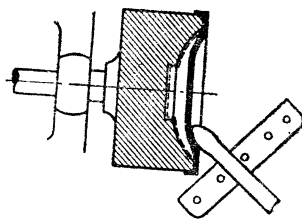
новленными опытом. Несколько различная форма вычисленных и экспериментальных диаграмм объясняется тем, что не учитывалось удлинение листа.

§ 120. Штамповка и другие листовые работы

Большинство листовых работ, которые, как правило, производятся холодной, охватываются общим понятием штамповки в соответствии с установленной в Германии терминологией. Сюда относятся следующие работы¹: 1) а) резка, в) проколка, 2) штамповка в узком смысле, 3) вытяжка, 4) выдавливание, 5) прессование.



Фиг. 274. Выдавливание (кружок нагоняется на патрон).



Фиг. 275. Вдавливание (кружок вдавливается в патрон).

Выдавливание представляет процесс, конкурирующий с вытяжкой, который из-за более дешевой стоимости инструмента выгоден в особенности при изготовлении малых серий². Листовая заготовка (кружок) при этом процессе нагоняется на патрон (фиг. 274) или вдавливается

¹ Rapatz F.: Werkstoff-Handbuch Nichteisenmetalle, Blatt P. 7.

² Renz, A.: Werkstoff-Handbuch Nichteisenmetalle, Blatt P. 7.

в патрон (фиг. 275) давилником или же давилным роликом. При выпучивании полых сосудов давление производится на состоящий из нескольких частей разъемный патрон или же на вращающийся на постоянной оси профилированный ролик. Патрон и кружок вращаются на быстроходном станке с большой скоростью так, что давилный инструмент сообщает каждый раз лишь незначительный выгиб листу. Большие кружки из тонких листов склонны при этом к образованию складок, чему можно воспрепятствовать установкой второго давилника из металла или дерева с противоположной стороны. На давилном станке могут также производиться закатка, отбортовка и обрезка кромок полых изделий.

К штамповке в узком смысле относятся гибка в гибочных штампах, прокатка посредством фасонных роликов, фасонная штамповка в фасонных штампах, рихтовка в плоских штампах, также рассмотренная уже в § 101 (при прессовании) чеканка в чеканочных штампах.

Холодное прессование также было рассмотрено ранее. При этом процессе исходят обычно не из листовой заготовки, а из прутков, которые разрезаются на соответствующей толщины диски.

При резке деформация осуществляется до полного отделения материала посредством ножниц, плоских штемпелей с острой кромкой или штемпелей с полужообразной кромкой. При проколке или пробивке дыр для изготовления отверстия с загнутым краем применяется заостренный штемпель.

Некоторые листовые работы могут также проводиться различным образом¹. Выпучивание может производиться помимо давления также сжатым воздухом (пневматически) или гидравлически, а также при помощи резины или насаженных по усеченному конусу сегментов, которые соответствующим образом раздвигаются в прессе. Во всех случаях форма изделия ограничивается соответствующим инструментом. Рифление (зиговка) (Rillen), процесс подобный выпучиванию, может производиться, помимо того, путем приложения давления к полному телу, которое приводит к прогибу в желательном виде. Выгнутое и вогнутое рифление, также загибка (отбортовка) и закатка кромок могут производиться при помощи нескольких роликов, т. е. по принципу прокатки.

Тонкостенные профили могут изготавливаться помимо прессования также путем прокатки полос, вырезанных из листа, в профилированных роликах или же путем протяжки через ряд последовательных матриц. Таким путем изготавливаются профили главным образом из алюминиевых сплавов и электролита для самолетостроения.

§ 121. Испытание листового материала

Испытание листового материала на его пригодность для холодной обработки является дискуссионным вопросом².

Поведение материала при определенном процессе деформирования, как показали новейшие исследования, может быть установлено каждый раз лишь при помощи специальных опытов, близких по природе своей к рабочему процессу. Подобные опыты проводились в особенности для изучения процессов глубокой вытяжки (ср. § 119); для этих целей имеются специальные машины, которые воспроизводят вытяжные ра-

¹ Cp. E. V. Crane: The Plastic Working of Metals. New York 1931.

² Cp. H. W. Gillet: Met. & Alloys v. 2 (1931) P. 215--222.

боты в уменьшенном масштабе; сюда относятся прибор Е¹ у для глубокой вытяжки¹, также Эриксоновский аппарат с добавочным чашечным прибором². Более подробно исследовано также поведение различной твердости листов при изгибе в штампе с различными радиусами закругления³. При этом было выяснено, что радиус закругления при изгибе листа в направлении, перпендикулярном направлению прокатки, можно делать значительно меньшим, чем при изгибе листа в направлении, параллельном направлению прокатки⁴.

Для испытания поведения листов при глубокой вытяжке был предложен также простой прибор, в котором лентообразная полоска, вырезанная из листа, протягивается на разрывной машине через плоскую волоку⁵. Наибольшая длина полоски, которую еще удастся протянуть через волоку при этом опыте, является мерилом способности к вытяжке при рассматриваемых условиях работы. Некоторые проведенные с этим прибором опыты⁶ показывают, что при этом получаются подобные же зависимости, как и при действительных испытаниях на способность к вытяжке.

Однако такие опыты все же довольно сложны. Поэтому в практике применяют для листов чаще всего испытание по Эриксену, при котором квадратная листовая заготовка продавливается через матрицу шарообразным штемпелем до образования трещины⁷. Глубина выдавленной чашечки, которая отсчитывается непосредственно на шкале прибора, является мерой для суждения о качестве листа. Хотя этот процесс и представляет известное подобие процесса глубокой вытяжки, однако, как показали подробные опыты, глубина продавливания отвечает всего лишь удлинению сравнительно коротких образцов при испытании на растяжение⁸ (ср. фиг. 43). Это выражено еще сильнее, если лист продавливается при помощи цилиндрического плоского штемеля⁹. Прибор для определения глубины продавливания может быть снабжен далее силоизмерительным прибором (аппарат Ольсена, аппарат Гиллери)¹⁰. Разрывная нагрузка при этом соответствует приблизительно сопротивлению разрыву при испытании на растяжение¹¹.

Несколько иное углубление получается при применении гидравлического давления вместо шарового штемеля¹². При этом полу-

¹ Döhmer, P. W.: Masch.-Bau Bd. 8 (1929) S. 772—773. Herrmann, L. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 13 (1934).

² Goederitz, A. H. F.: Z. Metallkde. Bd. 26 (1934) S. 49—55.

³ Straw, W. A., M. D. Helfrick u. C. R. Fischrupp: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1931 P. 317—328.

⁴ Ср. также W. Aumann: Masch.-Bau Bd. 7 (1928) S. 669—675.

⁵ Sachs, G.: Metallwirtsch. Bd. 9 (1930) S. 213—218. Gillet, H. W.: Met. & Alloys v. 2 (1931) P. 215—222.

⁶ Sachs, G.: a. a. O. Bauer, O., J. Weerts u. F. Beck: Metallwirtsch. Bd. 43 (1933) S. 615—618.

⁷ Erichsen, A. M.: Stahl u. Eisen Bd. 34 (1914) S. 879—882. Kummer, H. Masch.-Bau Bd. 5 (1926) S. 657—661, 764—767. Aumann, W.: Masch.-Bau Bd. 7 (1928) S. 105—110, 660—675. Christoph, K.: Diss. Techn. Hochsch. München 1929. Schwarz, M. v. u. K. Christoph: Metallwirtsch. Bd. 12 (1933) S. 476—477. Houdremont, E.: Stahl u. Eisen Bd. 50 (1930) S. 1517—1528.

⁸ Siebel, E. u. A. Pomp: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseldorf Bd. 11 (1929) S. 139—153. Dörge, F.: Z. Metallkde. Bd. 25 (1933) S. 165—168, 210—214.

⁹ Siebel, E. u. A. Pomp: a. a. O.

¹⁰ Ohlsen, T. J.: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. v. 20 (1920 II) P. 398—407. Guillery, M.: Rev. Métallurg. v. 21 (1924) P. 303—311.

¹¹ Siebel, E. u. A. Pomp: a. a. O.

¹² Jovignot, C.: Rev. Métallurg. v. 27 (1930) P. 443—448.

чается плоская равномерно вогнутая чашечка, затем возникает трещина.

Тот факт, что продавливание соответствует удлинению, но не способности к деформации, которая указывается поперечным сужением при испытании на растяжение, привел Зибеля и Помпа к разработке комбинированной пробы на глубокую вытяжку и расширение отверстия¹. При этом испытании продавливанию плоским штемпелем подвергается лист с предварительно сделанным в нем отверстием. Отверстие расширяется и, наконец, получает трещину. Расширение является мерой способности к деформации. Однако определение его требует значительно большей работы, чем обычное испытание на способность к глубокой вытяжке. Впрочем, можно более простым путем получить соответствующую расширению характеристику при применении конической оправки в качестве прессштемпеля в эриксеновском аппарате². Первоначально при таком испытании чашечка растрескивается по кругу; продавливание при этом отвечает обычному испытанию на продавливание. При дальнейшем движении штемпеля по истечении некоторого времени растрескивается край образующегося при этом отверстия; продавливание при этом отвечает расширению.

Испытание на растяжение для тонких листов нежелательно. Более тщательная установка образца в зажимах, препятствующая односторонней вытяжке и разрыву у головки, затруднительна³. Удлинение в значительной степени зависит от формы образца, даже в том случае, когда расчетная длина устанавливается в определенном отношении к корню квадратному из площади сечения⁴. Это требует разных образцов для различных толщин; однако, как правило, удовлетворяются одним образцом для всех толщин менее 2 мм при неизбежных колебаниях удлинения⁵. Поперечное сужение с трудом устанавливается для тонких листов.

Для определения способности к деформированию вместо поперечного сужения широко применяют испытание на повторный изгиб⁶. При этом испытании зажатый в тисках лист изгибается попеременно в обе стороны вокруг губок с определенным закруглением. За один перегиб считают изгиб вокруг губок на 90° и обратное выпрямление. Для различных толщин листов в одинаковом состоянии получаются приблизительно одинаковые числа перегибов, если радиус закругления выбираться в определенном отношении к толщине листа⁷.

Испытание на твердость, которое привлекает своей простотой при текущем контроле⁸, в случае тонких листов наталкивается на определенные затруднения из-за малой толщины листов⁹. Наложение друг на друга нескольких тонких листов таким образом, чтобы толщина ма-

¹ Siebel, E. u. A. Pomp: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseldorf. Bd. 11 (1929) S. 287—291, Bd. 12 (1930) S. 115—125. Cournot, J. Rev. Métallurg. v. 28 (1931) P. 254—258. Fournier, H.: C. R. Acad. Sci., Paris v. 195 (1932) P. 142—144, 327—329.

² Sachs, G.: Metallwirtsch. Bd. 13 (1934) S. 79—81.

³ Templin R. L.: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. v. 27 (1927 II) P. 235—250.

⁴ Sachs, G. u. W. Stenzel: Metallwirtsch. Bd. 8 (1929) S. 547—556.

⁵ Deutsch, W.: Z. Metallkde, Bd. 20 (1928) S. 194—196.

⁶ Sachs, G. u. H. Sieglerschmidt: Metallwirtsch. Bd. 8 (1929) S. 129—138.

⁷ van Deusen, H. N., L. J. Shaw, a. C. H. Davis: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. v. 27 II (1927) P. 173—211.

⁸ van Deusen, H. N., L. J. Shaw, a. C. H. Davis: a. a. O. Aumann, W.: Masch.-Bau Bd. 7 (1928) S. 105—110, 669—675.

⁹ Mailänder, R.: Kruppsche Mh. Bd. 8. (1927) S. 129—132.

териала составляла более 25% диаметра шарика или же 50% диаметра отпечатка или же применение опоры равной твердости устраняет это затруднение при не слишком тонких листах.

В последнее время большое значение для различных листовых работ приобретает равномерность механических свойств в различных направлениях листа, обнаруживаемая, например, по отсутствию фестонов при глубокой вытяжке (ср. § 45).

Кроме определенных механических свойств, от мягких листов требуется часто, чтобы величина зерна не превышала известных пределов (ср. § 32). В противном случае поверхность таких листов становится шероховатой в деформированных участках. При мягкой стали нежелательны также фигуры течения (ср. § 24). Очень вредны шлаковые включения и расслоения¹.

Наконец, довольно сильно увеличивается брак при глубокой вытяжке и других листовых работах при неравномерной толщине листа².

¹ Morton, H. T.: Met. Progr. v. 18 (1930) P. 54—59.

² Aumann, W.: Masch.-Bau Bd. 7 (1928) S. 669—675.

ОГЛАВЛЕНИЕ

	Стр.
Предисловие	4
Введение	—
А. Общие законы деформирования	
Холодное деформирование	6
§ 1. Холодное и горячее деформирование	—
§ 2. Изменения свойств при холодном деформировании	7
§ 3. Испытание на прочность и суждение о качестве материала	—
§ 4. Изменения механических свойств при холодном деформировании	8
§ 5. Упрочнение различных материалов	10
§ 6. Влияние предшествовавшей истории и степени чистоты материала на его упрочнение	12
§ 7. Упрочнение сплавов	13
§ 8. Влияние условий обработки на упрочнение	15
§ 9. Способность к деформации и холодное деформирование	19
§ 10. Способность к деформации и состояние материала	21
§ 11. Испытание на способность к деформации	—
§ 12. Величина деформации за один переход	22
§ 13. Практические требования к свойствам материала	23
§ 14. Сопротивление усталости и холодное деформирование	24
§ 15. Сопротивление усталости при длительно действующей постоянной нагрузке и холодное деформирование	26
§ 16. Влияние отбора образца на механические свойства	27
§ 17. Строчечная структура и слоистость	—
§ 18. Зависимость свойств от направления в листовом материале	30
§ 19. Скольжение и двойникование	32
§ 20. Плоскости скольжения и направления скольжения	34
§ 21. Изменения ориентировки при деформации монокристаллов	35
§ 22. Текстуры	36
§ 23. Текстура и свойства	39
§ 24. Фигуры течения и выраженный предел текучести	40
Отпуск и отжиг	42
§ 25. Назначение и действие отжига	—
§ 26. Изменения свойств при отпуске и отжиге	43
§ 27. Общее влияние температуры и времени	44
§ 28. Разупрочнение	45
§ 29. Влияние химического состава на разупрочнение	49
§ 30. Взаимодействие разупрочнения и старения	52
§ 31. Разупрочнение и рекристаллизация	54
§ 32. Влияние величины зерна	56
§ 33. Грубозернистость в тонких проволоках, претерпевших воздействие высоких температур	59
§ 34. Процесс рекристаллизации	—
§ 35. Теория рекристаллизации	62
§ 36. Доказательство наступившей рекристаллизации	64
§ 37. Диаграмма рекристаллизации	65
§ 38. Влияние времени отжига на рекристаллизацию	67

	Стр.
39. Влияние прочих факторов на рекристаллизацию	68
40. Рекристаллизация после многократного деформирования	69
41. Влияние химического состава на температуру рекристаллизации	70
42. Влияние примесей на величину рекристаллизованного зерна	71
43. Возникновение крупных кристаллов при рекристаллизации	72
44. Рост зерна и грубая кристаллизация	73
45. Зависимость свойств отожженного листа от направления	78
46. Текстура рекристаллизации и механические свойства	83
47. Спекание	85
48. Другие процессы роста кристаллов	80
49. Диффузия	89
50. Ухудшение материала, возможные при отжиге	91
Горячее деформирование	95
51. Техническое значение горячего деформирования	—
52. Причины трудностей при обработке	96
53. Влияние малых количеств примесей	98
54. Литая структура и трудности обработки	99
55. Температура и способность к деформированию	103
56. Горячее деформирование и упрочнение	101
57. Непрерывный переход от горячего к холодному деформированию	103
58. Значение кристаллографических процессов для горячего деформирования	106
59. Обработка хрупких материалов	107
60. Горячее деформирование латуней	108
61. Горячее деформирование и рекристаллизация	111
62. Структура прессованных прутков	113
63. Усилие деформирования и сопротивление истечению	114
64. Сопротивление истечению и температура	115
65. Сопротивление истечению и скорость истечения	117
66. Деформирование легкоплавких металлов	120
67. Деформирование цинка	122
68. Плакировка	126
Основы механики пластической деформации	129
69. Аналитическое выражение процессов истечения в металлах	—
70. Теоретическая работа деформирования	130
71. Действительные деформации при обработке	132
72. Действительная работа деформирования	134
73. Трение и смазка	135
74. Силы и напряжения	140
75. Условие истечения	143
76. Деформации и напряжения	144
77. Кривые истечения при холодном деформировании	145
78. Влияние скорости при горячем деформировании	148
79. Пределы деформирования и степень напряжения	149
В. Собственные напряжения в деформированных металлах	
80. Собственные напряжения	151
81. Трещины в латуни	152
82. Испытание латуни на растрескивание в ртути	155
83. Трещины в других металлах и сплавах	156
84. Ломкость при сплавлении	157
85. Ломкость при нагреве	158
86. Точный метод измерения остаточных напряжений	159
87. Приближенные методы измерения собственных напряжений	161
88. Остаточные напряжения при различных процессах деформирования	163
89. Уменьшение напряжений путем деформирования	165
90. Устранение собственных напряжений путем отпуска	166
91. Собственные напряжения более высокого рода	169
92. Напряжения и рентгеновы лучи	—
93. Изменение упругих свойств при деформировании и отжиге	173
94. Упругие несовершенства	174

С. Отдельные процессы деформирования

Прессование и родственные процессы	176
§ 95. Прессование	—
§ 96. Процесс истечения при прессовании	179
§ 97. Потребление энергии при прессовании	182
§ 98. Структура и свойства прессованных прутков	186
§ 99. Прессование свинцовых кабельных оболочек	188
§ 100. Прессование полых тел	192
Процессыковки и прессования (в штампах)	193
§ 101. Ковка и прессование (в штампах)	—
§ 102. Вопросы материала при процессахковки и прессования	195
§ 103. Осаживание	197
§ 104. Процессы вдавливания	199
Прокатка	201
§ 105. Станы для прокатки листов и лент	—
§ 106. Прокатка прутков, труб и профилей	206
§ 107. Деформации при прокатке	208
§ 108. Силы и напряжения при листовой прокатке	210
§ 109. Косая вальцовка	212
§ 110. Обработка поверхности в вальцах	213
Волочение прутков, проволоки и труб	215
§ 111. Волочение прутков и труб	—
§ 112. Волочение проволоки	216
§ 113. Деформации и свойства тянутого материала	219
§ 114. Потребное усилие при волочении проволоки	220
§ 115. Потребное усилие и способность к деформации при волочении труб	224
Глубокая вытяжка и другие листовые работы	226
§ 116. Процесс вытяжки	—
§ 117. Способность к вытяжке	230
§ 118. Удлинение листа	234
§ 119. Силы и напряжения при глубокой вытяжке	235
§ 120. Штамповка и другие листовые работы	237
§ 121. Испытание листового материала	238

Редактор М. В. Румянцев

Тех. редактор М. Л. Темерлин

Сдано в набор 15-X 1937 г.

Индекс 40-5-4.

Тираж 5000.

Подп. к печати 17-III 1938 г.

Печ. листов 15,25.

Бум. листов 7,75.

Тип. зн. в 1 бум. л. 107.000

Формат бумаги 72×105/16.

Уполн. Главлита № Б-40953.

Учетн. авт. л. 20,57.

Учетн. № 3229

Зак. № 2644.

2-я типография ОНТИ им. Евгении Соколовой. Ленинград, проспект Красных Командиров, 29

ОПЕЧАТКИ

Стр.	Строка	Напечатано	Должно быть	о чьей вине
46	23 св.	к изгибу	к изгибу возрастают	Тип.
48	В подписи под фиг. 46	деятельности	длительности	Ред.
49	25 св.	Так как	Если	Ред.
51	В подписи под фиг. 49	не содержащей кисло- рода	содержащей водород	Ред.
102	17 св.	меди	α -латуни	Ред.
103	6 св.	при...	лишь при...	Ред.

Зах. 2644. Г. ЗАКС „Практическое металловедение“, ч. II.